Über die

Abhängigkeit des elektrischen Widerstandes der Nickelstähle von Zusammensetzung, Temperatur und Wärmebehandlung

---

Inaugural-Dissertation

zur

Erlangung der Doktorwürde

der Hohen Philosophischen Fakultät

der Philipps-Universität zu Marburg

vorgelegt von

Fritz Ribbeck

aus Essen

Marburg 1927

Verlagsbuchhandlung Julius Springer, Berlin W 9

1926

Über die

Abhängigkeit des elektrischen Widerstandes der Nickelstähle von Zusammensetzung, Temperatur und Wärmebehandlung

---

Inaugural-Dissertation

zur

Erlangung der Doktorwürde

der Hohen Philosophischen Fakultät

der Philipps-Universität zu Marburg

vorgelegt von

Fritz Ribbeck

aus Essen

Verlagsbuchhandlung Julius Springer, Berlin W 9

1926

Von der Philosophischen Fakultät
der Universität Marburg als Dissertation
angenommen am 23. November 1925

Berichterstatter: Professor Dr. Cl. Schaefer
~~Korreferent: Professor Dr. F. A. Schulze~~

R. UNIV
BIBLIOTHEEK
LEIDEN

Sonderdruck der „Zeitschrift für Physik", Band 38 und 39

Einleitung.

Das Problem der Eisen-Nickel-Legierungen, das die metallographische Forschung seit mehreren Jahrzehnten beschäftigt, ist bis heute noch nicht zu einem positiven Abschluß gekommen. Die Ursache hierfür liegt darin, daß die Änderungen der physikalischen Eigenschaften, die durch eine Änderung der Zusammensetzung oder der Temperatur oder der vorhergegangenen Wärmebehandlung bedingt sind, äußerst vielseitig und kompliziert sind, und daß es in den meisten Fällen nur möglich ist, die Änderung einer oder mehrerer physikalischen Eigenschaften nach einer der genannten Richtungen, d. h. entweder in Abhängigkeit von der Temperatur oder von der Zusammensetzung oder von der Wärmebehandlung zu untersuchen.

Aus diesem Grunde hat man in der physikalischen Abteilung der F. Kruppschen Versuchsanstalt in Essen damit begonnen, die physikalischen Eigenschaften der Eisen-Nickel-Legierungen der Reihe nach einer systematischen Untersuchung zu unterziehen. Nachdem J. Würschmidt[1]) mit der Veröffentlichung seiner Ergebnisse über die magnetischen Eigenschaften der Nickelstähle begonnen hat, soll die vorliegende Arbeit über eine nach einheitlichen Gesichtspunkten angestellte Untersuchung der spezifischen Widerstände der Eisen-Nickel-Legierungen berichten. Neben dem theoretischen Interesse verfolgt sie zugleich den praktischen Zweck, für die in der Technik vielfach als Widerstandsmaterial gebrauchten Eisen-Nickel-Legierungen die Werte des spez. Widerstandes unter eindeutig gegebenen Bedingungen (Temperatur und vorhergegangene Wärmebehandlung) festzulegen.

---

[1]) J. Würschmidt, Die magnetischen Eigenschaften der Nickelstähle, Kruppsche Monatshefte **6**, 182—184, 1925 und folgende Hefte.

Widerstandsmessungen an Nickelstählen sind bereits in verhältnismäßig großer Anzahl ausgeführt und in der Literatur beschrieben worden. Aber abgesehen davon, daß eine nach einheitlicher Methode für sämtliche Nickelgehalte und einen größeren Temperaturbereich durchgeführte Untersuchung überhaupt noch nicht vorliegt, sind viele dieser Messungen für den Physiker nur von geringem Wert. Denn einerseits sind manche von ihnen mit erheblichen Fehlern behaftet, andererseits werden häufig nicht die absoluten Werte der spez. Widerstände angegeben, sondern nur die Verhältnisse zu den Widerständen bei bestimmten Normaltemperaturen. Letzteres hat darin seinen Grund, daß viele der bisherigen

Tabelle 1.
Spezifischer Widerstand der Nickelstähle bei 20° in Mikrohm/cm.

Ni Proz.	Burgess und Aston [1])	Ingersoll [2])	Ruer und Schüz [3])	Boudouard [4])	Portevin [5])
	Weniger als 0,1 Proz. C		Weniger als 0,19 Proz. C		Weniger als 0,1 Proz. C
0	12,1	11,6	12	—	—
5	24	22	29	22	22
10	28	29	31	27,7	28,6
15	32	35	39	31,2	32,7
20	36	38	39	33,4	33,2
25	63	36	40	39,2	39,7
30	82	—	87	—	82,4
35	81	92	94		
40	(62)	74,1	81		
45	48	53	48		
50	(41,5)	44	43		
55	(36,5)	(38)	41		
60	(32,5)	(32)	30		
65	(29)	(28)	27		
70	(25)	(25)	27 (!)		
75	22,1	(22)	19		
80	(20)	(19,5)	18		
85	(17,5)	(17)	20 (!)		
90	(15,7)	15,5	22 (!)		
95	(13,5)	(13,3)	19 (!)	(Fleming)	
100	12,4	11,1	9	7,79	

[1]) C. F. Burgess and J. Aston: The magnetic and electrical properties of the iron–nickel–alloys. Met. and chem. Eng. **8**, 23, 1910.

[2]) L. R. Ingersoll and others: Some physical properties of nickel–iron alloys. Phys. Rev. **16**, 126, 1920.

[3]) R. Ruer und E. Schüz: Das System Eisen–Nickel. Metallurgie **7**, 415, 1910.

[4]) O. Boudouard: Résistance électrique des aciers spéciaux. Rev. Mét. **9**, 294, 1912.

[5]) A. Portevin, Contribution à l'étude de la résistance électrique des aciers spéciaux ternaires. Rev. Mét. **6**, 1304, 1909.

Messungen nur Mittel zu dem rein metallographischen Zweck der Feststellung der Umwandlungstemperaturen waren, für den es nicht auf die absoluten Werte des spez. Widerstandes, sondern nur auf die Gestalt, d. h. gewisse Unstetigkeiten der Widerstandstemperaturkurven ankam.

In Tabelle 1 sind die wichtigsten bisher vorliegenden Messungen des spez. Widerstandes der Nickelstähle bei 20^0 zusammengestellt.

Des bequemeren Vergleichs halber sind die Ergebnisse aller Autoren so umgerechnet, daß die Nickelgehalte von 5 zu 5 Proz. fortschreiten. Die eingeklammerten Zahlen sind durch Interpolation aus benachbarten Nickelgehalten gewonnen. Die Tabelle zeigt ziemlich große Differenzen, besonders bei 25 Proz. Ni. Ferner geht aus ihr hervor, daß für die reversiblen Stähle zuverlässige Messungen so gut wie gar nicht vorliegen.

Ähnlich steht es um unsere bisherigen Kenntnisse über die Abhängigkeit des Widerstandes der Nickelstähle von Temperatur und Wärmebehandlung. Auch hier liegen eine ganze Reihe wertvoller Einzelergebnisse vor, auf die näher einzugehen, der enge Raum verbietet, und die daher hier nur genannt sein mögen [1]) bis [8]). Doch fehlt es bisher an einer systematischen Untersuchung, welche sich über den gesamten Konzentrationsbereich von 0 bis 100 Proz. Nickel und über einen größeren Temperaturbereich erstreckt. Eine solche systematische Untersuchung soll den Gegenstand der vorliegenden Arbeit bilden.

* * *

Bericht über die ausgeführten Versuche.

Die vorliegende Arbeit stellt sich eine doppelte Aufgabe, nämlich erstens die Feststellung der spezifischen Widerstände für alle Nickelgehalte

[1]) J. Hopkinson, Magnetic properties of nickel-iron-alloys, Proc. Roy. Soc. **96**, 23, 1889; Physical properties of nickel-steel, ebenda **97**, 138, 1890.

[2]) H. Le Chatelier, Sur la résistance du fer et de ses alliages aux températures élevées. C. R. **110**, 283, 1890.

[3]) Ch. Ed. Guillaume, Recherches sur les aciers au nickel. C. R. **125**, 235, 1897.

[4]) W. F. Barrett, W. Brown and R. A. Hadfield, Researches on the electrical conductivity and magnetic properties of upwards of one hundred different alloys of iron. Journ. Inst. Electr. Eng. **31**, 674, 1902, Nr. 156.

[5]) O. Boudouard, Determination of the points of allotropic changes of iron and its alloys by the measurement of the variations in the electric resistance. Journ. Iron and Steel-Inst. **63**, 299, 1902.

[6]) A. P. Schleicher und W. Guertler, Resistometrische Studien an einigen Eisen-Nickellegierungen. ZS. f. Elektrochem. **20**, 237, 1914.

[7]) D. and H. Hanson, The constitution of the nickel-iron-alloys. Engineering 1920, S. 621.

[8]) A. Portevin, Sur la résistance des aciers au nickel. C. R. **172**, 445, 1921.

und einen möglichst großen Temperaturbereich nach vorhergegangener, für alle Proben gleichartiger Wärmebehandlung, und zweitens die Untersuchung des Einflusses verschiedenartiger Wärmebehandlung auf den spezifischen Widerstand bei Zimmertemperatur. Allerdings konnte nur die erste der genannten Aufgaben mit einiger Vollständigkeit behandelt werden. Was die zweite betrifft, so beschränken sich die Untersuchungen auf den Einfluß der Behandlung mit flüssiger Luft und den des Abschreckens von 900° sowie des darauf folgenden „Anlassens“ auf verschiedene Temperaturen.

I. Beschreibung der Versuche.

1. Das untersuchte Material.

a) Die Herstellung der Proben. Die Güsse, denen die Proben (mit Ausnahme des Elektrolyteisens) entstammten, waren in der metallurgischen Abteilung der Versuchsanstalt erschmolzen. Es waren kleine Güsse von 1 bis $1^1/_2$ kg aus elektrisch geheizten Kruppschen Tiegelöfen. Nach dem Erstarren in den röhrenförmigen eisernen Gußformen wurde das Material zu Stangen ausgeschmiedet, sodann die Stangen etwa eine Stunde bei 800° ausgeglüht und nach dem langsamen Erkalten auf den gewünschten Durchmesser abgedreht.

b) Die chemische Zusammensetzung der Proben. Von jeder Stange wurden etwa 30 g Drehspäne im chemischen Laboratorium der

Tabelle 2.

	Ni Proz.	C Proz.	Mn Proz.	Si Proz.
1	0,00	0,00	0,07	Spur
2	5,50	0,09	0,50	0,02
3	9,5	0,12	0,29	0,18
4	9,55	0,59	0,35	0,18
5	14,7	0,06	0,45	0,01
6	19,2	0,03	0,32	0,15
7	24,5	0,16	0,79	0,18
8	25,0	0,07	0,68	0,28
9	27,7	0,31	0,73	0,28
10	29,15	0,18	0,57	0,18
11	29,9	0,18	0,78	0,16
12	35,2	0,13	0,34	0,13
13	44,6	0,04	0,30	Spur
14	50,3	0,05	1,57	Nicht bestimmt
15	56,5	0,06	1,86	„ „
16	65,0	0,03	1,34	0,01
17	73,8	0,01	1,40	0,03
18	85,35	0,03	1,26	0,02
19	98,17	0,06	0,16	0,07

Versuchsanstalt analysiert. Die chemische Zusammensetzung ergibt sich aus vorstehender Tabelle.

Die Zahlen der ersten Spalte geben die Summe der Gehalte an Co und Ni. Von einer besonderen Bestimmung des Kobaltgehaltes wurde abgesehen, um die Analysen zu vereinfachen. Ebenso wurde auf eine Bestimmung der sonstigen Verunreinigungen (Cu, Cr, S, P, Al) verzichtet, da die in Betracht kommenden Mengen die physikalischen Eigenschaften der Legierungen nur wenig beeinflussen. Die auf S. 17 hier mitgeteilte vollständige Analyse des verwendeten Nickels zeigt, daß diese Mengen äußerst gering waren. Der Kohlenstoffgehalt wurde möglichst niedrig gehalten. Wie notwendig dies war, um vergleichbare Meßergebnisse zu erhalten, zeigen die Stähle mit höherem Kohlenstoffgehalt (Probe 4 und 9), die zum Vergleich mit herangezogen wurden. Bei diesen fallen die gemessenen Widerstandswerte ganz aus der Reihe der übrigen heraus. Auch bei dem Stahl mit 24,5 Proz. Ni, der nur 0,16 Proz. C enthält, war dies der Fall. Auch diese Abweichung ist wahrscheinlich in erster Linie dem höheren Kohlenstoffgehalt (der 25 proz. Stahl enthält nur 0,07 Proz. C) zuzuschreiben. Der bei den nickelreichen Stählen vielleicht reichlich hoch erscheinende Mangangehalt war erforderlich, um das Material schmiedbar zu machen.

2. Die Messung der spezifischen Widerstände.

a) Die Instrumente. Für die Ausführung der Widerstandsmessungen standen in der Versuchsanstalt ein Feußnerscher Kompensationsapparat (ausgeführt von Hartmann und Braun) von 11 000 Ohm Widerstand und ein Drehspulengalvanometer vom Deprez-d'Arsonval-Typ mit etwa 200 Ohm Spulenwiderstand zur Verfügung. Die Spannungsempfindlichkeit des Galvanometers betrug bei dem gewählten Skalenabstand von 2,7 m etwa 2,4 mm Ausschlag für 10^{-6} Volt, war also ausreichend für die erreichbare Meßgenauigkeit von etwa 1 Proz., da die in den Proben vorkommenden Potentialdifferenzen 10^{-3} bis 10^{-2} Volt betrugen. (Nur bei einigen Messungen bei niedrigen Temperaturen kamen so kleine Potentialdifferenzen vor, daß eine größere Galvanometer-Empfindlichkeit wünschenswert gewesen wäre).

Die Kompensationsmethode bot gegenüber der sonst vielfach zu genaueren Widerstandsmessungen verwendeten Thomsonschen Doppelbrücke in ihrer gewöhnlichen Form den Vorteil, daß bei geeigneter Wahl der Probenabmessungen und der Stromstärke eine direkte Ablesung der gesuchten spezifischen Widerstände ermöglicht werden konnte und diese

nicht erst durch zeitraubende Zwischenrechnungen aus den Versuchsdaten berechnet zu werden brauchten. Bei der großen Anzahl der auszuführenden Messungen bedeutete dieser Umstand eine wesentliche Erleichterung.

Die Schaltung der Meßanordnung ist in Fig. 1 schematisch dargestellt.

Die Stromstärke im Galvanometer G beträgt

$$i_g = \pm \frac{i\,w - i_1\,w_1}{w + w_1 + w_g}. \tag{1}$$

Hierin bedeutet i den von der Batterie B gelieferten Hauptstrom, w den Widerstand der Probe, i_1 den von der Batterie B_1 gelieferten, durch den Kompensationsapparat gehenden Hilfsstrom, w_1 den am Kom-

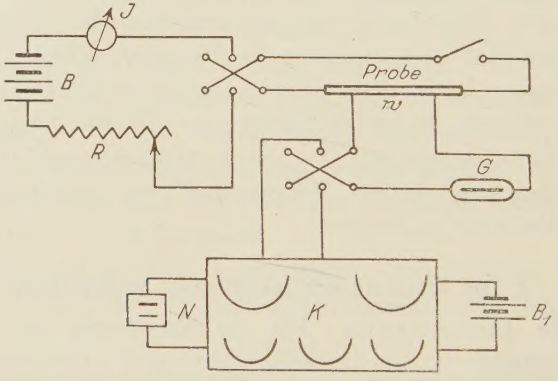


Fig. 1.

pensationsapparat eingestellten Widerstand und w_g den Widerstand des Galvanometers samt Zuleitungen. i_g verschwindet, wenn

$$i\,w = i_1\,w_1 \tag{2}$$

ist. Dann ist

$$w = \frac{i_1\,w_1}{i}, \tag{3}$$

und der gesuchte spezifische Widerstand

$$\sigma = w \cdot \frac{q}{l} = w_1 \cdot \frac{i_1}{l} \cdot \frac{q}{i}, \tag{4}$$

worin q der mittlere Querschnitt der Probe, l die zwischen den Galvanometerabzweigungen liegende Länge derselben ist. Damit nun σ direkt am Kompensationsapparat abgelesen werden kann, muß der dort eingestellte Widerstand w_1 bis auf eine Zehnerpotenz mit σ übereinstimmen,

also die Größe $\frac{i_1}{l} \cdot \frac{q}{i}$ eine Zehnerpotenz sein, was durch geeignete Wahl der vier Größen i, i_1, q, l zu erreichen ist.

b) Die Wahl der Meßgrößen. Bei gehöriger Berücksichtigung aller für die Wahl der Meßgrößen in Frage kommenden Faktoren erwiesen sich folgende Größen als zweckmäßig:

Hauptstromstärke i: 2 bis 3 Amp.
Hilfsstromstärke i_1: $^1/_{10}$ mA.
Probenlänge l: 10 cm.
Mittlerer Probenquerschnitt q 0,3 bis 0,4 qcm.

Bei dieser Wahl schwankte der am Kompensationsapparat einzustellende Widerstand w_1 zwischen 10 und 125 Ohm.

c) Die Meßgenauigkeit. Die Genauigkeit, mit welcher die gesuchten spezifischen Widerstände gemessen werden, hängt von derjenigen Genauigkeit ab, mit welcher die fünf Hilfsgrößen w, i, i_1, q und l bestimmt werden können. Eine genauere Untersuchung ergibt, daß q auf 4 Prom., die übrigen Größen auf 1 bis 2 Prom. als sicher gelten können, so daß im ungünstigsten Falle mit einem möglichen Fehler von 1 Proz. zu rechnen ist.

3. Die Herstellung der Temperaturen.

Es erwies sich als notwendig, für die Messungen bei mittleren, hohen und tiefen Temperaturen verschiedene Versuchstemperaturen zu benutzen. Der Grund für die gesonderte Ausführung der Messungen bei tiefen Temperaturen ist ohne weiteres klar. Die Trennung der Messungen bei mittleren und bei hohen Temperaturen findet ihre Begründung in der verschiedenen Art des Temperaturausgleiches, der bei hohen Temperaturen sich durch Strahlung von selbst herstellt, bei mittleren durch Konvektion künstlich herbeigeführt werden muß. Es mußten also zwei verschiedene Öfen verwendet werden, die diesen Verhältnissen entsprachen. Beide Öfen waren elektrische Widerstandsöfen von zylindrischer Form. Die Heizung erfolgte bei beiden durch eine stromdurchflossene Spirale aus Chromnickelstahldraht (sogenannten Cekasdraht, der sich durch große Beständigkeit bei hohen Temperaturen auszeichnet), welche auf ein Heizrohr aus feuerfester Tonmasse aufgewickelt war.

a) Der erste Ofen, welcher für Messungen bei mittleren Temperaturen bestimmt war, ist in Fig. 2 im Durchschnitt wiedergegeben. Er war etwa 36 cm hoch und enthielt innerhalb des Heizrohres ein zylindrisches Messinggefäß mit Leinöl. (Zwischen das Heizrohr und den Blechmantel des Ofens war zum Zwecke des Wärmeschutzes Kieselgurerde

eingestampft.) Eine rasch laufende elektrisch betriebene Rührvorrichtung versetzte das Öl in kräftige Strömung. Zu diesem Zweck war das Ölgefäß durch eine senkrechte, oben und unten unterbrochene Scheidewand in zwei Kammern geteilt, von denen die eine die Probe und das Thermometer, die andere die Rührvorrichtung aufnahm.

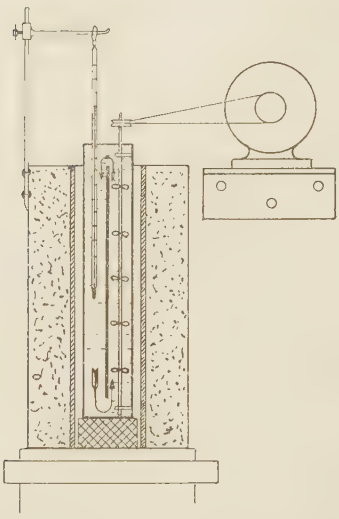
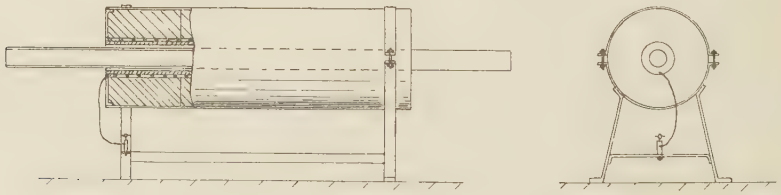


Fig. 2.

In diesem Ofen wurden die Messungen bis zur Temperatur von 300° vorgenommen, welche 20° unterhalb des Siedepunktes des Öles lag. Die Probe wurde, nachdem die vier an ihr befestigten Drähte durch übergeschobene Quarzröhrchen gegeneinander isoliert waren, zur Isolierung gegen das Messinggefäß in ein kurzes Quarzröhrchen hineingeklemmt und so in das Ölbad getaucht.

b) Für die Messungen bei hohen Temperaturen war, wie bereits erwähnt, eine künstliche Beförderung des Wärmeausgleiches nicht erforderlich. Dagegen trat hier in der Notwendigkeit des Schutzes der Proben vor Oxydation ein neuer maßgebender Gesichtspunkt für die Versuchsanordnung auf.



a Fig. 3. b

Das Ideal wäre gewesen, sämtliche Messungen im Vakuum vorzunehmen. Um die Versuchsanordnung nicht unnötig zu komplizieren, wurde jedoch hierauf verzichtet und statt dessen die Proben im Stickstoffstrom untersucht. Der hierzu verwandte Ofen war von gleicher Art wie der bei mittleren Temperaturen benutzte und ist in Fig. 3 dargestellt. Dieser Ofen wurde aus technischen Gründen in horizontaler Lage benutzt, wie die Figur zeigt. In das Heizrohr des Ofens, der eine Länge von 60 cm hatte, wurden ein außen und innen

glasiertes Porzellanrohr von 1 m Länge und $2^1/_2$ cm innerem Durchmesser so hineingeschoben, daß die Enden zu beiden Seiten ungefähr gleich weit herausragten. Die Unterbringung der Probe und des zur Temperaturmessung dienenden Thermoelements in der Porzellanröhre zeigt Fig. 4. Die Röhre war auf beiden Seiten durch Gummistopfen luftdicht verschlossen. Die vier zur Probe führenden Drähte, die auch hier durch (in der Figur weggelassene) Quarzröhrchen gegeneinander isoliert waren, wurden durch enge Bohrungen in dem einen Stopfen hindurchgeführt. Dieser Stopfen wies noch zwei weitere Bohrungen auf: Die erste war für das aus Quarz bestehende Schutzrohr des Thermoelements bestimmt, das mit seinem zugeschmolzenen Ende bis über die Mitte der Röhre hinausragte und mit der Probe durch dünnen Draht fest zusammengebunden war. Die zweite Öffnung diente zur Aufnahme eines Glasröhrchens (in Fig. 4 ebenfalls fortgelassen), durch welches der durch den anderen Stopfen eingeleitete Stickstoff in ein Gefäß mit Wasser weiter geleitet wurde, aus dem er in Blasen ins Freie entwich. Der Stickstoff wurde in der hierfür allgemein üblichen Weise durch alkalische Pyrogallussäure und glühende Eisendrehspäne von Sauerstoff, durch konzentrierte Schwefelsäure von Wasserdampf befreit. Die Eisenspäne wurden von Zeit zu Zeit im Wasserstoffstrom reduziert.

Fig. 4.

c) Die Versuchsanordnung bei niederen Temperaturen gestaltete sich sehr einfach. Wegen der Schwierigkeiten, eine allmähliche Abkühlung auf tiefe Temperaturen in einem elektrisch nicht leitenden Medium herbeizuführen und dabei eine gleichmäßige Temperaturverteilung in den Proben sicherzustellen, wurde nur bei zwei niederen Temperaturen untersucht, der der festen Kohlensäure und der der flüssigen Luft. Die Proben wurden einfach in geeignete Gefäße, welche diese Stoffe enthielten, hineingetaucht.

4. Die Messung der Temperaturen.

a) Mittlere Temperaturen. Die bei mittleren Temperaturen benutzten Quecksilberthermometer zeigten überall auf etwa 1^0 genau. Das Thermometer wurde stets in solcher Höhe aufgehängt, daß der herausragende Faden nur wenige Grade betrug, also nicht durch eine Korrektion berücksichtigt zu werden brauchte. Das Ende

des Thermometers befand sich infolgedessen bald unter, bald über der Mitte der Probe. Doch dürfte bei der intensiven Rührung des Öles die hierdurch entstehende Unsicherheit kleiner sein als diejenige, welche durch den herausragenden Faden entstanden wäre.

b) Hohe Temperaturen. Das bei hohen Temperaturen verwendete Thermoelement bestand aus zwei Drähten aus Platin und 10 proz. Platin-Rhodium, die aneinandergeschweißt waren. Ein empfindliches Millivoltmeter Westonscher Bauart (von Siemens & Halske) diente zur Messung der Thermospannungen. Dieses besaß außer der Teilung nach Millivolt eine Skale zur direkten Ablesung der Temperaturen. Das Instrument wurde vor Beginn der Messungen durch Beobachtung der Schmelzpunkte einiger reiner Metalle und der Siedepunkte von Wasser und Schwefel geeicht.

Die Enden des Thermoelements waren durch messingne Polklemmen mit den kupfernen Zuleitungen des Millivoltmeters verbunden und befanden sich in Glasröhrchen, welche in ein Wasserbad eingetaucht waren. Die Temperatur der Enden wurde in bekannter Weise dadurch berücksichtigt, daß die Ruhelage des Zeigers des Instruments auf die Temperatur des Wasserbades eingestellt wurde. Die Temperaturangaben sind nach Berücksichtigung der Eichungskorrektion bis auf 5^0 als genau anzusehen[1]). Zu der Unsicherheit der Temperaturmessung selbst kommt die Unsicherheit hinzu, welche dadurch entsteht, daß die Lötstelle des Thermoelements durch das Quarzrohr von der Probe getrennt war. Daß die Temperatur der Lötstelle nicht immer genau gleich der des nächsten Punktes der Probe war, zeigte sich dadurch, daß in den Proben auch dann thermoelektrische Kräfte auftraten, wenn das Instrument für beide Abzweigungsstellen der Probe gleiche Temperatur anzeigte, wie sogleich noch näher besprochen werden soll. Durch kleine Verschiebungen des Porzellanrohres innerhalb des Ofens wurde dafür gesorgt, daß sich die Mitte der Probe stets an der heißesten Stelle des Ofens befand, die Temperatur also nach beiden Seiten abfiel. Da es nicht möglich war, alle Stellen der Probe vollkommen auf gleiche Temperatur zu bringen, mußte die Temperaturverteilung in der Probe berücksichtigt werden, was auf folgende Weise geschah:

Die Temperatur wurde durch Verschieben des Thermoelements innerhalb seines Schutzrohres an fünf verschiedenen Stellen gemessen und

[1]) G. K. Burgess und H. Le Chatelier, Die Messung hoher Temperaturen. Berlin 1913.

daraus der Mittelwert berechnet, wobei die Messung in der Mitte mit doppeltem Gewicht berücksichtigt wurde. Die Temperaturmessungen wurden dadurch etwas erleichtert, daß die Temperaturdifferenzen in der Probe sich nur langsam änderten, so daß es genügte, die Temperaturverteilung von Zeit zu Zeit festzustellen. Die wahrscheinliche mittlere Temperatur wurde also in folgender Weise ermittelt: Zu der Ablesung am Instrument wurde die Eichungskorrektion addiert und von der so gemessenen Temperatur der Mitte der Probe eine durch die Temperaturverteilung bestimmte Zahl abgezogen, deren Wert zwischen 2 und 6° schwankte.

Die Temperatur der Probe wurde durch Verstärkung oder Schwächung des Heizstromes des Ofens mittels eines Regulierwiderstandes, die Temperaturverteilung innerhalb der Probe wurde durch Verschieben der Porzellanröhre im Ofen geregelt.

c) Tiefe Temperaturen. Auf eine Messung der niederen Temperaturen konnte verzichtet werden. Eine solche war bei fester Kohlensäure wegen der genau bekannten und, soweit hier in Betracht kam, unveränderlichen Temperatur dieses Stoffes (— 78°) nicht erforderlich. Bei der flüssigen Luft hätten etwaige Abweichungen von dem geschätzten Wert — 185° mit den vorhandenen Hilfsmitteln doch nicht mit Sicherheit erkannt werden können.

In diesem Zusammenhang muß noch ein Umstand besprochen werden, der die elektrischen Messungen komplizierte. Die im Galvanometerstromkreis wirksame elektromotorische Kraft ist nicht nur durch die durch Kompensationsapparat und Probe hindurchgeschickten Batterieströme bedingt, sondern auch durch die Temperaturverteilung in diesem Stromkreis. Sobald nämlich die beiden Abzweigungsstellen an der Probe sich auf ungleicher Temperatur befinden, treten an diesen Stellen thermoelektrische Kräfte auf, die auch dann das Galvanometer zum Ausschlag bringen, wenn $i\,w = i_1\,w_1$ ist. Diese Thermokräfte können dadurch eliminiert werden, daß sie ihre Richtung beibehalten, wenn Haupt- und Galvanometerstrom kommutiert werden. Um den Galvanometerausschlag zum Verschwinden zu bringen, muß w_1 also bei der einen Stromrichtung vergrößert, bei der anderen verkleinert werden. Aus diesem Grunde mußten alle Messungen zweimal möglichst schnell nacheinander mit entgegengesetzten Strömen ausgeführt werden. Das Mittel aus den beiden am Kompensationsapparat eingestellten Werten galt als der spezifische Widerstand bei dem Mittel der zugehörigen Temperaturen.

II. Versuchsergebnisse.

1. Der spezifische Widerstand des reinen Eisens und des reinen Nickels.

Um zunächst einen Anhaltspunkt für die Beurteilung der angewandten Versuchsanordnung im Vergleich zu früheren Messungen zu gewinnen, erschien es zweckmäßig, zuerst Messungen an den beiden Endpunkten der Eisen-Nickelreihe, d. h. an möglichst reinem Eisen und Nickel anzustellen und die Ergebnisse mit denjenigen früherer Beobachter zu vergleichen.

A. Eisen.

Der spezifische Widerstand reinen Eisens kann wegen des starken Einflusses, den bereits geringe Verunreinigungen ausüben, nur sehr schwer direkt beobachtet werden, sondern muß, wenn man nicht gerade Elektrolyteisen von ausgesuchter Reinheit zur Verfügung hat, indirekt durch Abziehen der von den einzelnen Verunreinigungen verursachten Widerstandserhöhungen erschlossen werden. Eine Handhabe hierzu bietet das in der Einleitung erwähnte Benedickssche Gesetz, das, auf eine mathematische Formel gebracht, folgendermaßen lautet:

$$\sigma = \sigma_0 + c_1 p_1 + c_2 p_2 + \cdots,$$

worin σ_0 der spezifische Widerstand des reinen Eisens, $p_1, p_2 \ldots$ die Prozentgehalte an den verschiedenen Verunreinigungen und $c_1, c_2 \ldots$ Konstanten sind, welche diesen Verunreinigungen eigentümlich und nach Benedicks ihren Atomgewichten umgekehrt proportional sind. Die Konstanten $\sigma_0, c_1, c_2 \ldots$ sind (letztere allerdings nicht genau in Übereinstimmung mit der von Benedicks vermuteten Beziehung) von Gumlich[1]) aus einer großen Anzahl von Beobachtungen empirisch bestimmt

Tabelle 3.

	Gumlich	Benedicks	Barett	Mahler
C (gebunden)	3,4	0,0	5	7
C (gelöst, Härtungskohle . .	29	26,8	—	—
Mn	4,7	5,9	8	5
Si	13,3	11,3	13	—
P	11,2	10,3	—	—
S	10,9	10,0	—	—
Cu	5,5	5,1	—	—
Cr	—	6,2	5	—
Al	11,6	11,8	14	—
W	—	1,75	2	—

[1]) E. Gumlich, Wiss. Abh. d. Phys.-Techn. Reichsanstalt **4**, 292, 1918, Nr. 3.

worden. Tabelle 3, welche aus einer Arbeit von F. Stäblein[1]) entnommen ist, enthält die von Gumlich und anderen Beobachtern für die Konstanten c_1, c_2 ... usw. gefundenen Werte. Die Zahlen geben an, um wieviel Mikrohm-Zentimeter ein Prozent des betreffenden Elements den spezifischen Widerstand des Eisens erhöht.

Für den Widerstand σ_0 des reinen Eisens bei 20° fand Gumlich folgende Werte:

Tabelle 4.

1.	Aus Material mit geringen Zusätzen an C, Si, Mn, Cu, Al	10 Mikrohm. cm
2.	Elektrolyteisen I	9,74
3.	„ II	9,92
4.	Aus Material mit abnehmendem C-Gehalt extrapoliert	10,10
5.	„ „ „ „ Al- „ „	9,93
6.	„ „ „ „ Si- „ „	9,90
7.	„ „ „ „ Mn- „ „	9,98

d. h. im Mittel 9,94 Mikrohm.cm, welchen Wert wir heute als den wahrscheinlichsten betrachten dürfen.

In Übereinstimmung damit hat auch F. Stäblein[2]) aus seinen Messungen über den Einfluß des Kohlenstoffgehalts auf den spezifischen Widerstand von Eisen den Wert 10,0 durch Extrapolation bestätigen können. Meine eigenen Messungen ergaben für 20° den spezifischen Widerstand 10,10 Mikrohm.cm an einer Probe von Elektrolyteisen, welche nach der Analyse 0,07 Proz. Mn und 0,014 Proz. P und von Si, Cu, S, Cr nur Spuren enthielt. Berücksichtigt man nach Gumlich den Mangan- und Phosphorgehalt, so ergibt sich

$$\sigma_0 = 10{,}1 - 0{,}07 \,.\, 4{,}7 - 0{,}014 \,.\, 11{,}2 = 9{,}62$$

in befriedigender Übereinstimmung mit den von Gumlich an Elektrolyteisen gefundenen Werten.

Für die Abhängigkeit des spezifischen Widerstandes des Eisens von der Temperatur liegen aus neuerer Zeit Messungen von A. R. Meyer[3]) vor, der sie an Eisendrähten möglichster Reinheit, aber verschiedener Herkunft untersuchte. Interpoliert man aus seinen Messungsn bei 0° und 100° den Wert für 20°, so finden sich (auch bei Berücksichtigung der Verunreinigungen) ziemlich große Differenzen, was darauf schließen läßt, daß die angegebenen Werte des spezifischen Widerstandes fehlerhaft sind wenn auch die Temperaturabhängigkeit richtig beobachtet wurde.

[1]) F. Stäblein, ZS. f. Phys. **20**, 209—228, 1923.
[2]) F. Stäblein, ZS. f. Phys. **20**, 209—228, 1923.
[3]) A. R. Meyer, Diss. Greifswald 1911; siehe auch Verh. d. D. Phys. Ges. **13**, 680, 1911 und Guertler, Metallographie, Bd. II, 2. Teil, S. 53.

Außerdem liegen Messungen von F. Holborn[1]) an reinem Eisen vor. Holborn gibt nicht die spezifischen Widerstände selbst an, sondern die Widerstandsverhältnisse w_t/w_0 für verschiedene Temperaturen.

Um nun die Werte von Meyer und von Holborn mit den von mir gefundenen zu vergleichen, sind in der folgenden Tabelle 5 die Verhältniszahlen w_t/w zusammengestellt.

Tabelle 5.

t	Ribbeck	Holborn	Meyer
0°	1,00	1,00	1,00
100	1,64	1,66	1,66
200	2,48	2,47	2,43
300	3,48	3,49	3,41
400	4,60	4,65	4,62
500	6,04	6,04	6,06
600	7,64	—	7,71
700	9,60	—	9,93
800	11,9	—	11,87
900	12,8	—	12,59
1000	13,1	—	—

Die der Berechnung der Widerstandsverhältnisse zugrunde liegenden Beobachtungen werden im 3. Teil der Arbeit gegeben. Der spezifische Widerstand bei 0° wurde durch Extrapolation zu 8,90 Mikrohm.cm gefunden. Die Übereinstimmung der in der Tabelle enthaltenen Zahlen kann als durchaus befriedigend bezeichnet werden. Nur bei 700° besteht eine größere Differenz (etwa 3,4 Proz.) zwischen dem Werte von Meyer und dem meinigen. Doch ist hier mein Wert der wahrscheinlichere, da Meyer bei 700° einen Wendepunkt der Kurve findet, der nach meinen Messungen erst bei 770° liegt und genau mit dem Entmagnetisierungspunkt des Eisens übereinstimmt. Es erscheint bei dem komplizierten, von Meyer benutzten Verfahren zur Ermittlung der Temperaturen nicht ausgeschlossen, daß die Temperaturen um größere Beträge falsch gemessen wurden.

B. Nickel.

Erheblich ungünstiger als beim Eisen liegen die Verhältnisse beim Nickel. Denn einerseits ist das Nickel nach den bisher vorliegenden Beobachtungen etwa ebenso empfindlich gegen Verunreinigungen wie das Eisen, andererseits hält es Verunreinigungen, insbesondere die chemisch schwer nachweisbaren gasförmigen mit großer Zähigkeit fest. Auf diesen Umstand in erster Linie dürfte die schlechte Schmiedbarkeit

[1]) F. Holborn, ZS. f. Phys. **8**, 58, 1922 und Ann. d. Phys. **59**, 145, 1919.

des gewöhnlichen Handelsnickels zurückzuführen sein. Ferner erklären sich daraus die großen Unterschiede, welche die physikalischen Eigenschaften verschiedener Nickelproben gewöhnlich aufweisen. Z. B. schreibt Williams[1]), daß es nach seinen Beobachtungen „unmöglich sei, zwei Proben mit den gleichen magnetischen Eigenschaften zu finden". Auch in den bisher ausgeführten Bestimmungen des spezifischen Widerstandes von Nickel kommt diese Sachlage zum Ausdruck. Schwanken doch die bis jetzt für σ_0 gefundenen Werte zwischen 6,93 und 12,32 Mikrohm.cm[2]).

Ein weiterer ungünstiger Umstand besteht darin, daß wegen des geringeren technischen Interesses der spezifische Widerstand des Nickels bei weitem nicht in dem Maße die Forschung beschäftigt hat, wie der des Eisens, so daß z. B. eine dem Benedicksschen Gesetz analoge Regel bzw. eine empirische Bestimmung des Einflusses der einzelnen in Betracht kommenden Verunreinigungen auf den spezifischen Widerstand des Nickels noch fehlt.

Die von mir untersuchte Nickelprobe, die aus sogenanntem „Granaliennickel" hergestellt und nach dem Gießen mit großer Vorsicht geschmiedet worden war, enthielt folgende Verunreinigungen:

C Proz.	Si Proz.	Mn Proz.	P Proz.	S Proz.	Cu Proz.	Cr Proz.	Co Proz.	Fe Proz.	Al Proz.
0,06	0,07	0,16	0,018	0,005	0,19	0,05	0,56	0,55	0,17

Ein anderer aus dem gleichen Material hergestellter Guß, welcher direkt in Form dünner Stäbe gegossen war, hatte sich teils schon auf der Drehbank durch vorzeitigen Bruch, teils in einer fertig gedrehten Probe durch deren abnorm hohen Widerstand als unbrauchbar erwiesen.

Die untersuchte Probe hatte bei 20° einen spezifischen Widerstand von 10,6 Mikrohm.cm. Dieser Wert liegt etwa in der Mitte zwischen den äußersten von anderen Beobachtern gefundenen. So fanden[3]) Dewar und Fleming 13,8, Niccolai 13,5, Jaeger und Diesselhorst 12,1 und Fleming 7,79.

Da, wie gesagt, über den Einfluß der Verunreinigungen auf den spezifischen Widerstand des Nickels keine zuverlässigen zahlenmäßigen Angaben vorliegen, so kann der spezifische Widerstand des reinen Nickels aus dem meines verunreinigten Materials nicht berechnet werden. Nur

[1]) S. R. Williams, School Sc. and Math. **22**, 860, 1923.
[2]) Siehe Guertler, Metallographie, Bd. II, 2. Teil, S. 58.
[3]) Ebenda, a. a. O.

so viel läßt sich aus meiner Messung schließen, daß die Verunreinigungen im Nickel nicht die gleichen Widerstandserhöhungen hervorrufen wie im Eisen. Denn wenn man die Wirkung der Verunreinigungen mit den für Eisen geltenden Gumlichschen Konstanten unter Vernachlässigung der Beimengungen an Kobalt und Eisen berechnet, ergibt sich für Reinnickel ein spezifischer Widerstand bei 20° von 4,94 Mikrohm.cm, ein Wert, der so beträchlich unter dem niedrigsten bis jetzt gefundenen Werte 7,79 liegt, daß er als sehr unwahrscheinlich bezeichnet werden muß[1]).

In Tabelle 6 sind die von mir gefundenen Widerstandsverhältnisse mit denen von Holborn[2]) und Niccolai[2]) zusammengestellt.

Tabelle 6.

t	Ribbeck	Handelsnickel	Holborn Reinnickel	Niccolai
0°	1,00	1,00	1,00	1,00
100	1,43	1,52	1,67	1,68
200	2,01	2,18	2,53	—
300	2,74	3,04	3,66	—
400	3,54	4,08	4,91	4,18
500	3,92	4,53	—	—

Die der Tabelle zugrunde liegenden Beobachtungen werden im 2. und 3. Teil dieser Arbeit wiedergegeben. Der spezifische Widerstand bei 0° wurde durch Extrapolation zu 10,0 Mikrohm.cm gefunden. Die Unterschiede meiner Zahlen gegen die des Holbornschen Handelsnickels sind erheblich kleiner als die der beiden Holbornschen Nickelsorten untereinander. In Anbetracht der starken Verunreinigungen des von mir untersuchten Nickels muß diese Übereinstimmung als befriedigend angesehen werden. Übrigens zeigt die Tabelle, daß der prozentuale Einfluß der Verunreinigungen mit zunehmender Temperatur kleiner wird. Infolgedessen stimmen die Verhältnisse w_{500}/w_{400} bei Holborn und mir bereits fast genau überein.

[1]) Aus den Angaben in Guertlers Handbuch, Bd. II, 2. Teil, Heft 6, S. 533 würde sich etwa 8,7 Mikrohm.cm ergeben, wobei jedoch C, Si, S, P nicht berücksichtigt werden konnten, da für diese Elemente keine Angaben gemacht werden. Der Einfluß des Aluminiums wurde nach Angaben von Broniewski (Guertler, ebenda, S. 475) über den spezifischen Widerstand der Ni-Al-Legierungen berechnet.

[2]) Siehe Guertler, a. a. O.

2. Der spezifische Widerstand der Eisen—Nickel-Legierungen im Temperaturbereich — 185 bis 1000°.

Um die folgende Besprechung der Meßergebnisse möglichst übersichtlich zu gestalten, sollen zunächst die Messungen bei mittleren Temperaturen etwas eingehender für sich behandelt und dann erst ein Überblick über das Verhalten bei allen Temperaturen gegeben werden.

A. Messungen bei mittleren Temperaturen.

Um vergleichbare Werte zu erhalten, war es erforderlich, zunächst sämtliche Proben vor den Messungen der gleichen Wärmebehandlung zu unterwerfen. Und zwar wurde angestrebt, die Stähle durch diese Wärmebehandlung dem Gleichgewichtszustand möglichst nahe zu bringen. Aus diesem Grunde wurde einstündiges Glühen bei 800° mit nachfolgender langsamer Abkühlung gewählt. Gleichartigkeit der Wärmebehandlung war hierbei wenigstens insofern erreicht, als die Glühtemperatur für alle Stähle oberhalb der Umwandlungstemperaturen lag. Vollkommen eindeutige Resultate wurden allerdings auch auf diese Weise nicht erhalten. Es zeigte sich nämlich, daß einzelne Stähle bei der Abkühlung von 300° niedrigeren Widerstand hatten, als beim Erwärmen auf diese Temperatur. Auf diese „Anlaßerscheinung“ wird an späterer Stelle noch zurückzukommen sein. Wo sie auftrat, wurden die niedrigen durch das Anlassen hervorgebrachten Werte als die dem Gleichgewichtszustand näher kommenden angesehen. In einigen Fällen wurde noch eine zweite Erwärmungskurve aufgenommen, die stets mit der ersten Abkühlungskurve innerhalb der Fehlergrenzen übereinstimmte. Erneute Anlaßwirkung durch die zweite Erwärmung wurde in keinem Falle beobachtet. Bei einem Stahl wurde eine andere Wärmebehandlung angewendet als bei den übrigen. Es war dies der Stahl mit 9,55 Proz. Ni und 0,59 Proz. C. Dieser hatte nach dem langsamen Erkalten von 800° eine solche Härte, daß er sich nicht auf der Drehbank bearbeiten ließ. Durch einstündiges Verweilen bei 500° und nachfolgende langsame Abkühlung verlor er seine Härte so weit, daß das Drehen möglich wurde. Auf ein erneutes Ausglühen bei 800° nach dem Drehen wurde verzichtet, da der Stahl sich offenbar dadurch vom Gleichgewichtszustand wieder weiter entfernt hätte.

a) Die irreversiblen Stähle. α) Untersuchung der bei 800° geglühten Proben. In den Tabellen 7 bis 17 sind die Versuchsergebnisse an den irreversiblen Nickelstählen mit Nickelgehalten bis zu 29,9 Proz. wiedergegeben. Jede Widerstandsmessung wurde zweimal ausgeführt (siehe S. 13) und aus beiden Zahlen das Mittel gebildet, das unter σ_t in Mikrohm . Zentimeter mitgeteilt ist. Außerdem ist für jede Probe der Nickelgehalt Ni, der Kohlenstoffgehalt C und der mittlere Querschnitt q (der mit der Hauptstromstärke durch die Beziehung $i = 10\,q$ verbunden ist) angegeben. Die Länge der Proben betrug stets 10,00 cm.

Tabelle 7. 0 Proz. Ni, 0 Proz. C, $q = 0{,}2870$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ
22	10,2	301	31,5	189	21,02	166	19,35
32	10,62	290	30,12	202	22,12	156	18,55
45	11,4	277	28,02	213	23,07	146	17,82
57	12,1	267	27,97	228	24,25	130	16,7
74	13,1	256	26,87	250	26,35	121	16,1
86	13,8	246	25,97	266	27,75	112	15,42
98	14,55	235	24,97	279	29,15	102	14,8
118	15,9	221	23,75	293	30,4	92	14,2
134	17,0	210	22,75	301	31,25	84	13,6
148	18,02	200	22,0			75	13,15
163	19,0	190	21,2			19	10,05
175	20,0	177	20,17				

Tabelle 8. 5,5 Proz. Ni, 0,09 Proz. C, $q = 0{,}2867$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
28	30,27	296	48,4	237	44,7	142	35,85
49	31,45	281	46,9	252	45,55	133	35,12
68	32,7	265	45,4	263	46,35	123	34,4
80	33,55	254	44,45	284	47,77	113	33,75
100	34,7	240	43,25	296	48,8	101	33,05
114	35,7	228	42,45			93	32,42
134	37,02	212	40,95			81	31,67
150	38,1	191	39,35			70	31,0
168	39,4	173	37,95			57	30,2
183	40,42	163	37,25			43	29,32
205	42,1	151	36,5			24	28,25

Tabelle 9. 9,5 Proz. Ni, 0,12 Proz. C, $q = 0{,}2864$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
20	32,9	301	51,7	151	41,25	105	36,1
27	33,2	290	50,35	159	41,7	97	35,6
32	33,5	277	49,25	171	42,25	87	34,9
39	33,82	270	48,5	175	42,75	79	34,25
45	34,15	262	47,82	188	43,8	66	33,5
53	34,8	250	46,8	201	44,7	20	31,07
60	35,2	239	46,0	213	45,55		
65	35,65	228	45,1	221	46,1		
69	35,8	219	44,35	227	46,5		
74	36,1	210	43,7	233	47,02		
81	36,4	201	42,9	243	47,65		
89	36,9	191	42,12	249	48,15		
99	37,75	181	41,4	259	48,8		
108	38,3	170	40,7	267	49,35		
117	38,9	160	39,85	274	49,9		
124	39,4	132	38,0	282	50,45		
132	39,8	123	37,32	291	51,05		
139	40,45	112	36,6				

Tabelle 10. 9,55 Proz. Ni, 0,59 Proz. C, $q = 0{,}1980$ qcm

Erhitzung		Abkühlung [1])		Erhitzung		Abkühlung [1])	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
22	38,3	296	56,3	214	51,52	136	43,12
38	39,7	286	54,92	225	52,25	125	42,35
50	40,4	270	53,62	236	52,8	115	41,65
68	41,6	257	52,47	246	53,5	106	41,02
79	42,37	233	50,52	256	54,1	96	40,4
89	43,0	222	49,6	266	54,7	86	39,6
100	43,5	210	48,77	276	55,1	77	39,07
114	44,5	197	47,65	288	55,85	67	38,3
123	45,15	185	46,75	301	56,67	55	37,7
135	45,85	157	45,95			46	37,0
147	46,75	165	45,3			36	36,32
158	47,5	156	44,6			20	35,4
202	50,6	145	43,8				

[1]) Das Material war, um es auf der Drehbank bearbeitbar zu machen, nach dem Glühen bei 800° und langsamem Erkalten noch einmal eine Stunde bei 550° ausgeglüht worden. Der spezifische Widerstand bei 20° wurde dadurch von 44,7 auf 38,3 Mikrohm . cm erniedrigt.

Tabelle 11. 14,7 Proz. Ni, 0,06 Proz. C, $q = 0{,}2870$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
22	36,32	305	56,3	220	49,77	163	44,42
34	37,0	293	55,2	248	52,0	152	43,65
54	38,3	284	54,45	261	53,1	141	42,75
66	39,1	273	53,47	273	53,97	132	42,1
84	40,35	262	52,45	292	55,6	121	41,4
100	41,52	247	51,2	305	56,67	102	40,05
114	42,35	236	50,25			91	39,35
129	43,6	224	49,22			81	38,6
152	45,07	211	48,15			71	37,92
162	45,8	202	47,4			61	37,25
171	46,4	192	46,72			42	36,1
184	47,35	182	45,95			22	34,9
205	48,7	172	45,4				

Tabelle 12. 19,2 Proz. Ni, 0,03 Proz. C, $q = 0{,}2870$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		2. Erhitzung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
22	42,17	290	62,45	24	40,62
32	43,0	276	61,3	37	41,65
40	43,57	262	60,1	49	42,4
54	44,65	244	58,32	61	43,3
65	45,4	232	57,27	77	44,65
73	46,15	220	56,25	88	45,37
87	47,15	208	55,2	106	46,77
96	47,82	194	54,02	117	47,8
107	48,7	182	52,95	129	48,65
120	49,6	171	52,0	146	49,95
131	50,5	161	51,12	156	50,85
145	51,4	150	50,1	173	52,25
153	52,1	140	49,4	189	53,5
163	52,7	130	48,57	202	54,6
172	53,35	122	48,0	225	56,7
183	54,07	111	47,05	240	58,0
193	54,8	101	46,25	246	58,5
203	55,47	92	45,6	259	59,65
215	56,6	83	44,85	269	60,7
225	57,2	72	44,1	280	61,55
238	58,3	62	43,45	291	62,55
245	58,7	52	42,52	301	63,45
254	59,45	41	41,75	21	40,3
263	60,2	24	40,62		
275	61.35				
286	62,3				
297	63,2				

Tabelle 13. 24,5 Proz. Ni, 0,16 Proz. C, $q = 0{,}2831$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
24	80,6	290	97,92	196	92,6	146	89,2
41	81,7	279	97,2	206	93,22	135	88,47
61	83,15	269	96,85	224	94,4	127	87,87
76	84,2	256	95,85	244	95,47	119	87,35
90	85,3	242	95,12	268	96,8	105	86,35
106	86,3	232	94,45	282	97,5	95	85,7
117	87,1	218	93,67	297	98,2	84	84,85
130	88,1	206	93,15	302	98,45	73	83,92
145	89,2	194	92,27			52	82,5
159	90,32	182	91,62			39	81,6
170	90,75	172	90,92			25	80,6
184	91,75	159	90,1				

Tabelle 14. 25 Proz. Ni, 0,07 Proz. C, $q = 0{,}2885$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
25	66,75	277	86,7	186	80,1	136	75,8
34	67,82	264	85,7	198	81,2	126	74,95
54	69,4	249	84,65	205	81,5	115	74,07
76	71,07	229	83,02	219	82,5	106	73,32
93	72,65	216	82,0	229	83,45	94	72,25
105	73,45	203	81,05	240	84,17	82	71,3
117	74,6	190	80,05	251	84,92	76	70,8
129	75,6	180	79,3	264	85,95	65	69,9
142	76,7	170	78,52	274	86,6	56	69,2
153	77,3	160	77,77	287	87,7	45	68,3
175	79,25	145	76,6	302	88,8	25	66,6

Tabelle 15. 27,7 Proz. Ni, 0,31 Proz. C, $q = 0{,}2841$ qcm.

Erhitzung		Erhitzung		Erhitzung		Erhitzung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
20	86,0	105	91,7	184	96,2	248	99,55
29	86,95	118	92,45	196	96,7	258	99,87
48	87,87	132	93,25	207	97,4	272	100,85
61	88,85	148	94,1	215	97,7	292	101,7
75	89,85	162	94,75	226	98,55	304	102,15
93	90,85	174	95,45	238	98,9	28	86,95

Tabelle 16. 29,15 Proz. Ni, 0,18 Proz. C, $q = 0{,}2862$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
24	86,45	293	101,15	173	95,2	144	93,4
37	87,1	281	100,6	181	95,72	138	93,1
52	88,15	269	100,1	191	96,2	127	92,5
63	88,8	252	99,12	206	96,92	119	92,05
84	89,95	240	98,55	215	97,4	110	91,55
91	90,6	230	98,17	225	97,9	99	90,9
104	91,37	214	97,27	233	98,4	89	90,2
115	92,05	205	96,82	247	99,0	81	89,9
126	92,65	191	96,05	257	99,55		
142	93,65	178	95,4	274	100,2		
153	94,1	168	94,9	288	100,85		
164	94,77	158	94,2	300	101,42		

Tabelle 17. 29,9 Proz. Ni, 0,18 Proz. C, $q = 0{,}2795$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
23	86,85	288	101,6	168	95,3	143	95,0
34	87,4	277	100,55	177	95,8	129	93,3
44	88,1	268	100,05	186	96,2	116	92,45
57	88,95	257	99,55	197	96,8	106	91,87
65	89,47	245	99,15	204	97,1	96	91,27
76	90,25	225	98,1	215	97,75	84	90,4
85	90,8	213	97,45	229	98,4	73	90,05
98	91,7	205	97,17	246	99,15	63	89,37
108	92,07	191	96,5	260	100,02	54	88,95
124	93,0	177	95,75	272	100,45	45	88,25
136	93,57	160	94,72	285	101,05		
152	94,45	149	94,3	301	101,9		

Aus den Tabellen geht folgendes hervor:

1. Bei sämtlichen Proben nimmt der Widerstand mit steigender Temperatur zu. Die untersuchten Nickel-Eisen-Legierungen zeigen also in dieser Beziehung das normale Verhalten abweichend von gewissen Nickel-Chrom-Legierungen, bei denen der Widerstand mit steigender Temperatur in bestimmten Bereichen annähernd konstant bleiben oder selbst abnehmen kann (eine Erscheinung, die auch bei Kupfer-Mangan-Legierungen auftritt und diese zur Herstellung von Präzisionswiderständen geeignet macht).

2. Die Zunahme des spezifischen Widerstandes bei der Erwärmung auf 300^0 ist bei allen Stählen von gleicher Größenordnung und beträgt im Mittel 0,075 Mikrohm.cm pro Grad.

3. Mit steigendem Nickelgehalt nimmt der Widerstand zuerst stark, dann (zwischen 5 und 20 Proz.) langsamer, dann wieder sehr stark zu und erreicht bei 29,9 Proz. Ni für Zimmertemperatur mehr als das Achtfache des spezifischen Widerstandes von reinem Eisen.

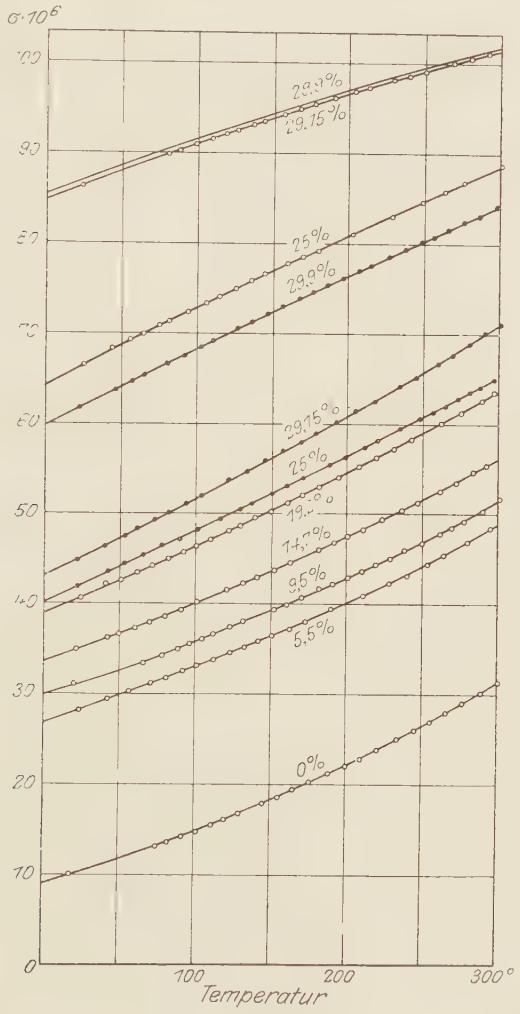


Fig. 5.

4. Die Proben mit höherem Kohlenstoffgehalt zeigen bedeutend höhere Widerstände als die ihnen dem Nickelgehalt nach am nächsten stehenden mit niedrigem Kohlenstoffgehalt. Die Deutung dieses Ver-

haltens ergibt sich aus den später zu gebenden vollständigen Widerstands-Temperaturkurven.

5. Um über die Abhängigkeit des Widerstandes von der Temperatur bei den einzelnen Stählen einen Überblick zu geben, ist in Fig. 5 der spezifische Widerstand der irreversiblen Nickelstähle als Funktion der Temperatur durch Kurven graphisch dargestellt. Hierbei sind die Stähle mit hohen Kohlenstoffgehalten weggelassen, da sie sich, wie erwähnt, nicht in das Bild einfügen. Ferner sind in Tabelle 18 aus diesen Kurven die spezifischen Widerstände von 50 zu 50° entnommen und daraus die mittleren Temperaturkoeffizienten berechnet [1]).

Die Kurven von Fig. 5, welche nach 2. im großen und ganzen parallel verlaufen, weisen keinerlei Unstetigkeiten auf, die auf Beginn oder Beendigung einer Umwandlung schließen lassen. Soweit die irreversible [2]) Umwandlung in Frage kommt, sind solche bei der Erwärmung von 20 auf 300° auch nicht zu erwarten. Dagegen machen die Stähle mit 29,15 und 29,9 Proz. Ni nach Osmond zwischen 20 und 300° die reversible Umwandlung durch, was jedoch in den Kurven keinen Ausdruck findet.

6. Fig. 5 und Tabelle 18 zeigen, daß bei niedrigen Nickelgehalten der Widerstand erst langsam, dann stärker mit der Temperatur ansteigt, d. h. der Temperaturkoeffizient mit zunehmender Temperatur größer wird, oder die Kurven konvex gegen die t-Achse gekrümmt sind. Bei größeren Nickelgehalten dagegen (25 Proz. und mehr) zeigt sich das umgekehrte Verhalten, indem die Kurven jetzt gegen die t-Achse konkav sind und die Temperaturkoeffizienten mit steigender Temperatur abnehmen. Diese

---

[1]) Läßt sich die Abhängigkeit des spezifischen Widerstandes von der Temperatur innerhalb eines gewissen Temperaturbereiches in der Form

$$\sigma_t = \sigma_0 (1 + \alpha t + \beta t^2 + \cdots)$$

darstellen, so wird als wahrer Temperaturkoeffizient des Widerstandes die Größe

$$\alpha' = \frac{1}{\sigma_0} \cdot \frac{d\sigma}{dt} = \alpha + 2\beta t + 3\gamma t^2 + \cdots$$

bezeichnet. Er ist also selbst eine Funktion der Temperatur, solange $\beta, \gamma \cdots \lesseqgtr 0$.

Im folgenden wird der mittlere Temperaturkoeffizient angegeben, der durch

$$\alpha_{t_1, t_2} = \frac{1}{\sigma_0} \cdot \frac{\sigma_{t_2} - \sigma_{t_1}}{t_2 - t_1}$$

definiert und im Grenzfall $t_1 = t_2$ gleich dem wahren Temperaturkoeffizienten ist.

[2]) Bezüglich des Begriffes „reversible“ und irreversible Umwandlung muß auf folgende Literatur verwiesen werden. 1. Osmond, Sur les alliages de fer et de nickel. C. R. **128**, 304, 1889. 2. Guertler, Metallographie, 1. Bd. 3. Mars, Die Spezialstähle, Leipzig 1923 (2. Aufl.). 4. Dumas, Recherches sur les aciers an nickel. Paris 1902.

Tabelle 18.

t	0 Proz. Ni		5,5 Proz. Ni		9,5 Proz. Ni, 0,12 Proz. C		9,55 Proz. Ni, (0,59 Proz.) C	
	σ	$\alpha . 10^3$	σ	$\alpha . 10^3$	σ	$\alpha . 10^3$	σ	$\alpha . 10^3$
20°	10,1	—	27,9	—	31,0	—	35,4	—
0°	8,9	6,1	26,7	2,32	29,9	1,84	34,2	1,81
50	11,6	6,8	29,8	2,40	32,6	2,04	37,3	1,93
100	14,6	8,0	33,0	2,50	35,7	2,24	40,6	2,07
150	18,2	9,0	36,3	2,75	39,1	2,44	44,2	2,22
200	22,2	9,5	40,0	3,02	42,8	2,67	48,0	2,38
250	26,4	10,3	44,0	3,67	46,7	3,04	52,0	2,57
300	31,0		48,9		51,3		56,4	

t	14,7 Proz. Ni		19,2 Proz. Ni		24,5 Proz. Ni		25 Proz. Ni	
	σ	$\alpha . 10^3$	σ	$\alpha . 10^3$	σ	$\alpha . 10^3$	σ	$\alpha . 10^3$
20°	34,7	—	40,3	—	80,2	—	66,0	—
0°	33,7	1,78	39,0	1,79	78,6	0,97	64,2	1,40
50	36,7	1,93	42,5	1,92	82,4	0,92	68,7	1,34
100	39,9	2,10	46,3	2,05	86,0	0,87	72,9	1,28
150	43,5	2,28	50,3	2,15	89,4	0,83	77,0	1,24
200	47,4	2,43	54,5	2,28	92,7	0,76	81,0	1,20
250	51,5	2,61	59,0	2,41	95,6	0,69	84,9	1,16
300	55,9		63,7		98,3		88,6	

t	27,7 Proz. Ni (0,31 Proz. C)		29,15 Proz. Ni		29,9 Proz. Ni	
	σ	$\alpha . 10^2$	σ	$\alpha . 10^3$	σ	$\alpha . 10^3$
20°	86,2	—	85,9	—	86,7	—
0°	84,6	0,83	84,7	0,76	85,2	0,78
50	88,1	0,76	88,0	0,72	88,5	0,72
100	91,3	0,70	91,0	0,68	91,6	0,66
150	94,2	0,66	93,9	0,64	94,3	0,62
200	97,0	0,63	96,6	0,59	96,9	0,58
250	99,7	0,57	99,1	0,53	99,4	0,55
300	102,1		101,3		101,8	

Verschiedenheit ist dadurch bedingt, daß die nickelreicheren Stähle sich bei der gewählten Wärmebehandlung in einem anderen Zustand befinden als die nickelärmeren. Nach Osmond[1]) beginnt gerade in der Gegend von 25 Proz. Ni die irreversible Umwandlung (bei der Abkühlung) bei Zimmertemperatur, so daß die Stähle mit niedrigeren Nickelgehalten sich schon ganz oder teilweise im α-Zustand[2]) befinden (in dem

[1]) A. a. O.

[2]) Bezüglich des Begriffes „α, β, γ-Zustand des Eisens“ muß des beschränkten Raumes wegen ebenfalls auf die oben genannte Literatur verwiesen werden.

sie auch bleiben, wenn sie auf 300° erhitzt werden), während die Stähle mit höheren Nickelgehalten noch ganz im γ-Zustand sind.

β) Untersuchung der durch flüssige Luft zur Umwandlung gebrachten Stähle. Um nun die Stähle mit 25 und mehr Prozent Nickel auch im α-Zustand zu beobachten, wurden diese Stähle einige Minuten in flüssige Luft getaucht und, nachdem sie wieder auf Zimmertemperatur gekommen waren, aufs neue im Ölbad bis 300° untersucht. Dabei zeigten sich bei allen Stählen Anlaßerscheinungen, indem die Widerstände beim Abkühlen niedriger waren als beim Erwärmen. Die zweite Erwärmung stimmte jedoch wieder mit der ersten Abkühlung überein. Der 29,9 proz. Stahl ließ sich zunächst nicht zur Umwandlung bringen. Erst nachdem er bei den Messungen bei hohen Temperaturen

Tabelle 19. 24,5 Proz. Ni.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
22	45,7	299	65,6	191	57,05	159	52,65
31	46,3	287	64,32	203	57,9	145	51,5
49	47,6	277	63,5	214	58,82	132	50,42
61	48,45	265	62,05	230	60,15	119	49,45
72	49,4	253	60,9	261	62,7	112	48,87
86	50,25	239	59,67	277	64,07	86	46,8
101	51,25	227	58,65	298	65,72	74	45,8
119	52,45	211	57,1	27	42,7	61	45,0
134	53,35	195	55,85			46	43,82
150	54,3	183	54,77			22	42,12
168	55,47	171	53,72				

Tabelle 20. 25 Proz. Ni

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
21	43,37	298	65,0	166	53,67	151	52,15
32	44,12	288	64,12	178	54,8	138	51,02
43	44,8	282	63,4	186	55,62	130	50,4
54	45,57	274	62,7	197	56,37	117	49,35
66	46,3	266	62,02	208	57,35	102	48,05
77	47,15	258	61,32	220	58,25	90	47,12
89	47,9	248	60,55	230	59,1	79	46,3
98	48,47	236	59,35	242	60,0	66	45,27
110	49,35	221	58,1	254	61,02	54	44,35
120	50,0	212	57,35	264	62,75	43	43,1
131	50,82	200	56,2	274	62,8	22	41,6
141	51,67	189	55,67	285	63,87		
149	52,3	172	53,9	296	64,82		
157	53,02	161	53,02				

Tabelle 21. 27,7 Proz. Ni, 0,31 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung und Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
24	55,3	290	74,72	25	51,25
53	57,8	280	73,75	174	63,87
70	58,9	249	71,67	265	72,12
85	60,1	273	69,8	247	70,5
100	61,2	219	67,97	221	68,1
111	61,72	209	67,05	198	66,02
123	62,55	196	65,85	175	63,4
130	63,45	183	64,6	141	60,92
145	63,77	165	62,95	114	58,6
171	65,5	155	62,2	81	55,92
188	66,67	144	61,15	23	50,8
201	67,72	135	60,45		
213	68,67	128	59,82		
238	70,9	117	59,0		
261	72,9	104	57,77		
275	73,8	93	56,7		
294	75,3	83	56,0		
302	75,85	69	54,92		
		54	53,6		
		25	51,25		

Tabelle 22. 29,15 Proz- Ni.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung und Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
20	48,4	302	71,1	23	44,8
34	49,37	292	70,02	243	63,95
45	50,2	282	68,85	289	69,35
68	52,35	270	67,65	229	63,65
90	54,05	261	66,67	203	61,15
112	55,9	246	65,2	157	56,77
130	57,0	235	64,17	104	51,7
155	58,65	218	62,52	23	45,15
168	59,6	206	61,37		
185	61,0	193	60,15		
212	63,3	180	58,85		
234	65,05	170	57,92		
246	66,17	158	56,9		
267	68,0	146	55,77		
298	70,85	134	54,6		
302	71,1	122	53,7		
		104	52,0		
		94	51,05		
		82	50,0		
		73	49,15		
		62	48,25		
		53	47,52		
		40	46,3		
		23	44,8		

Tabelle 23. 29,9 Proz. Ni, 0,18 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
22	62,67	299	84,02	168	74,07	147	72,15
30	63,37	287	83,3	177	74,5	138	71,35
40	63,95	277	82,5	188	75,35	127	70,5
49	64,85	266	81,65	199	76,27	112	69,12
60	65,35	258	80,82	210	76,82	104	68,4
69	65,95	248	80,3	220	77,95	93	67,37
77	66,67	238	79,42	227	78,45	80	66,67
87	67,2	227	78,6	235	79,07	66	65,35
98	68,15	216	77,62	244	79,77	58	64,65
110	69,25	208	74,95	254	80,57	47	63,67
117	69,72	198	76,2	264	81,45	24	61,7
125	70,52	188	75,35	273	82,1		
136	71,47	178	74,57	282	82,82		
146	72,27	169	73,95	291	83,42		
157	72,97	156	72,97	300	82,4		

auf 1000° erhitzt war, kam er durch erneute Behandlung mit flüssiger Luft zur unvollständigen Umwandlung.

In den Tabellen 19 bis 23 sind die bei diesen Messungen erhaltenen Werte zusammengestellt. Die zugehörigen Abkühlungskurven sind in Fig. 5 mit Punkten eingezeichnet.

Die erfolgte Umwandlung gibt sich zunächst durch die enorme Erniedrigung der spezifischen Widerstände zu erkennen, die bei 20° auf wenig mehr als die Hälfte ihrer ursprünglichen Beträge herabgedrückt sind. Ferner haben die Stähle jetzt mit Ausnahme des nicht völlig zur Umwandlung gekommenen 29,9 proz., wie zu erwarten war, steigende Temperaturkoeffizienten wie die übrigen im α-Zustand befindlichen Stähle. Die zugehörigen mit Punkten bezeichneten Kurven bilden eine zwanglose Fortsetzung der darunterliegenden mit Kreisen bezeichneten Kurven der nickelärmeren Stähle.

γ) Untersuchung der irreversiblen Stähle während der Umwandlung. Mit den bis jetzt beschriebenen Messungen waren die an den irreversiblen Stählen im Temperaturbereich 20 bis 300° vorzunehmenden Untersuchungen noch nicht erschöpft. Für die Stähle mit 12 bis 25 Proz. Ni beginnt nämlich nach Osmond die irreversible Umwandlung bei der Abkühlung in diesem Temperaturbereich, und auch bei 10 Proz. Ni ist diese Umwandlung bei 300° vermutlich noch im Gange, da sie ja nicht augenblicklich bei konstanter Temperatur, sondern allmählich in einem größeren Temperaturbereich sich vollzieht. Wegen der Irreversibilität der Umwandlung durchlaufen nun die Stähle innerhalb

des Umwandlungsintervalls beim Erwärmen andere Widerstandswerte als beim Abkühlen von einer oberhalb des Umwandlungsbeginns liegenden Temperatur. Bei den auf S. 20—24 und 28—30 mitgeteilten Messungen waren nur die ersteren beim Erwärmen nach vollzogener Umwandlung durchlaufenen Werte zur Beobachtung gekommen, dagegen nicht die bei der Abkühlung von hohen Temperaturen während der Umwandlung durchlaufenen. Um nun bei den in Frage kommenden Stählen auch diese Werte der Messung zugänglich zu machen, wurde folgendermaßen verfahren: Die Probe wurde durch Einbringen in einen auf 800° gebrachten elektrischen Ofen schnell erhitzt, bis zum Verschwinden der Glut an der Luft abgekühlt und dann in das auf 300° erwärmte Ölbad getaucht, in dem dann die spezifischen Widerstände bei der weiteren Abkühlung gemessen wurden. Das Verfahren war zwar in zweierlei Hinsicht nicht ganz einwandfrei. Denn erstens trat durch die Berührung der glühenden Proben mit der Luft Oxydation ein, und zweitens war nicht ausgeschlossen, daß die hohe Abkühlungsgeschwindigkeit vor der Umwandlung den Verlauf der Umwandlung beeinflußte. Beide Übelstände hätten sich durch Zuhilfenahme des Stickstoffofens zwar verringern, aber doch nicht ganz ausschalten lassen. Übrigens betrugen die durch die Oxydation eintretenden Querschnittsänderungen nur 2 bis 3 Prom. Ferner war ein stärkerer Einfluß der hohen Abkühlungsgeschwindigkeit, wie die späteren

Tabelle 24. 9,5 Proz. Ni.

t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
300	55,62	217	47,35	108	38,15
286	54,32	200	45,5	88	36,67
277	53,35	184	44,2	73	35,67
268	52,42	172	43,12	60	35,0
260	51,6	158	42,0	46	34,52
248	50,42	150	41,3	20	33,35
236	49,32	133	39,95		
227	48,35	119	38,87		

Tabelle 25. 9,55 Proz. Ni, 0,59 Proz. C.

t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
287	89,35	174	74,4	86	56,95
272	87,72	158	72,2	71	54,45
261	86,35	147	70,7	63	52,5
244	84,25	135	68,2	49	50,8
222	81,15	120	65,85	24	47,3
203	78,4	110	63,1		
191	77,2	99	59,85		

Tabelle 26. 14,7 Proz. Ni.

t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
301	91.22	194	61,55	93	43,0
289	89,85	183	57,55	83	41,65
273	87,2	174	54,95	68	40,9
261	85,8	163	52,4	59	39,6
251	84,1	151	50,95	49	38,85
239	78,85	138	48,7	41	38,4
229	74,4	123	46,6	23	36,92
215	67,15	111	45.37		
204	64,6	100	44,0		

Tabelle 27. 19,2 Proz. Ni.

t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
299	95,05	155	85,2	82	56,35
237	91,15	145	84,3	71	53,5
225	90,1	136	83,55	59	50,7
213	88,9	127	80,07	50	47,85
195	87,95	117	74,1	43	47,65
185	87,4	110	69,35	25	42,8
172	86,35	101	65,55		
163	85,85	91	60,0		

Tabelle 28. 25 Proz. Ni.

t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
287	98,65	189	92,9	105	87,25
267	97,85	178	92,15	94	85,5
252	96,9	164	91,15	82	84,2
240	96,2	155	90,7	65	81,3
228	95,55	141	89,6	53	78,7
217	94,7	129	88,9	20	72,8
202	93,67	116	88,0		

Messungen bei hohen Temperaturen ergaben, nur bei dem 9,55 proz. Stahl mit hohem Kohlenstoffgehalt bemerkbar. Aus diesen Gründen wurde auf eine Wiederholung der Versuche verzichtet. Die gemessenen Werte sind in den Tabellen 24 bis 28 zusammengestellt und in Fig. 6 in Kurven aufgetragen.

An den Kurven (Fig. 6) fällt zunächst ihre große Steilheit auf. Sämtliche Kurven sind steiler als die gestrichelt mit eingezeichneten zugehörigen Erwärmungskurven. Bei den Kurven des 14,7 proz., des 19,2 proz. und des 25 proz. Stahls beginnt der steile Abfall jedesmal bei einem ausgeprägten Knickpunkt der Kurve, der nur bei dem 25 proz.

Stahl etwas weniger deutlich ist. Offenbar zeigen diese Knickpunkte den Beginn der irreversiblen Umwandlung an. Bei den beiden Stählen mit 9,5 und 9,55 Proz. Ni fallen die Knickpunkte aus dem hier untersuchten

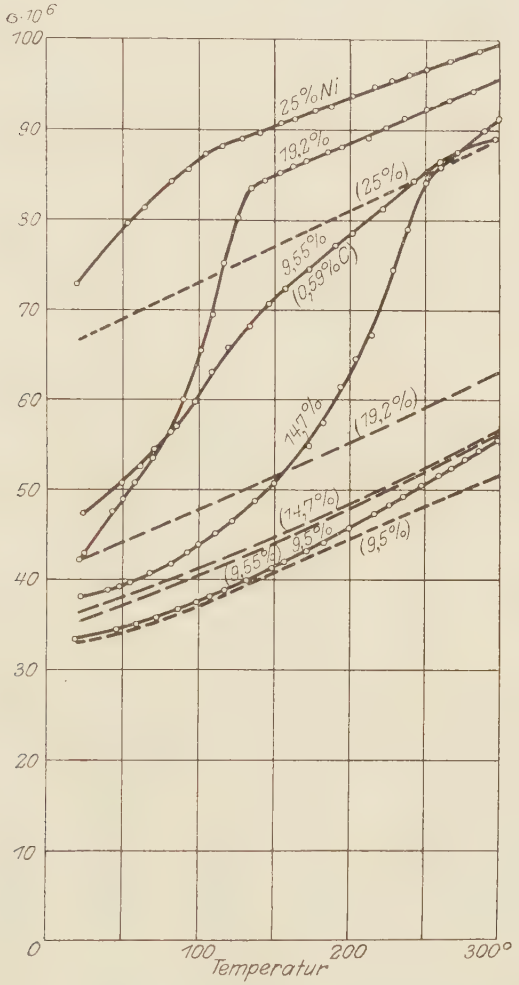


Fig. 6.

Temperaturbereich heraus, da deren Umwandlung bereits bei 400° beginnt. Daß die Umwandlung irreversibel ist, kommt eben dadurch zum Ausdruck, daß die Stähle beim Wiedererwärmen nicht wieder die gleichen Widerstandswerte annehmen, die sie beim Abkühlen durchlaufen haben.

Eine störende Erscheinung war, daß die Stähle mit alleiniger Ausnahme des 19,2 proz. bei Zimmertemperatur nicht wieder zu den gleichen Werten des spezifischen Widerstandes zurückkehrten, die sie nach dem Ausglühen bei 800° gehabt hatten. Offenbar war dies durch die Abkühlungsgeschwindigkeit während der Messungen verursacht, die

Tabelle 29. 35,2 Proz. Ni, $q = 0{,}3901$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
24	77,05	301	102,15	165	93,2	127	89,5
30	77,75	292	101,8	171	93,75	119	88,55
34	78,3	284	101,45	181	94,52	109	87,5
40	79,1	275	100,95	189	95,1	100	86,55
47	80,07	264	100,45	198	95,95	90	85,47
54	81,05	254	99,9	208	96,75	81	84,47
62	81,97	244	99,37	218	97,37	69	83,0
68	82,8	235	98,8	226	97,95	61	81,95
76	83,57	229	98,42	236	98,67	50	80,3
84	84,62	217	97,65	241	98,9	42	79,4
91	85,5	208	96,9	249	99,52		
100	86,55	198	96,0	258	99,87		
110	87,8	188	95,25	267	100,32		
119	88,8	177	94,45	274	100,72		
129	89,72	169	93,55	284	101,22		
137	90,5	157	92,75	293	101,5		
146	91,45	147	91,45	297	101,8		
153	92,1	136	90,65				

Tabelle 30. 44,6 Proz. Ni, $q = 0{,}3863$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
25	53,0	291	95,3	166	77,4	132	71,75
35	54,62	280	94,35	172	78,4	124	70,25
46	56,75	274	93,6	179	79,65	115	68,85
54	58,07	259	91,67	187	80,85	104	66,8
64	59,9	249	90,2	196	82,02	90	64,3
75	61,65	238	88,8	215	84,8	82	62,75
85	63,4	229	87,3	224	86,3	72	61,05
93	65,0	222	86,52	232	87,65	64	59,65
100	66,2	216	85,4	244	88,87	56	58,27
108	67,57	208	83,55	253	90,17	47	56,92
116	69,05	195	82,4	263	91,4	41	55,95
125	70,55	185	81,02	274	92,95	34	54,6
135	72,5	176	79,4	287	94,6		
144	73,9	164	77,37	293	95,3		
152	75,15	154	75,72	300	96,3		
159	76,25	142	73,2				

Tabelle 31. 50,3 Proz. Ni. $q = 0{,}2824$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
22	47,67	302	89,05	168	69,1	102	58,8
32	48,87	286	86,7	174	70,0	93	57,5
40	50,12	275	85,2	189	72,45	84	56,15
52	51,8	258	82,72	197	73,52	73	54,6
62	53,15	242	80,25	206	75,0	66	53,45
70	54,42	228	78,15	214	76,1	58	52,4
78	55,55	215	76,15	222	77,4	51	51,55
88	57,05	204	74,45	231	78,6	45	50,55
97	58,35	196	73,1	240	79,8	39	49,6
107	59,9	184	71,42	248	81,25		
115	61,05	171	69,35	257	82,4		
124	62,55	157	67,3	267	83,8		
131	63,6	147	65,65	278	85,5		
141	65,1	136	64,17	287	86,85		
151	66,62	125	62,4	295	88,0		
157	67,52	112	60,45	301	88,9		

Tabelle 32. 56,5 Proz. Ni, $q = 0{,}2816$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
20	40,65	291	77,4	150	57,47	93	49,12
28	41,42	278	75,27	165	59,55	83	48,0
36	42,3	264	73,17	174	60,7	73	46,57
42	43,15	251	71,35	182	61,8	62	46,25
49	43,87	237	69,25	188	62,7	54	44,25
56	44,82	225	67,6	200	64,25	45	43,2
62	45,55	213	65,87	210	65,87	37	42,2
69	46,57	193	62,9	219	67,05	34	41,7
76	47,4	182	61,35	236	69,5		
84	48,32	171	59,85	245	70,47		
96	49,85	161	58,42	253	71,5		
104	51,1	150	56,85	262	72,67		
115	52,5	136	55,0	271	74,15		
125	53,92	124	53,4	282	75,85		
135	55,3	114	51,95	289	77,02		
141	56,22	104	50,6	300	78,35		

etwas größer war als die nach der Glühbehandlung. Infolge der hierin sich kundgebenden Abhängigkeit des Umwandlungsverlaufes von der Abkühlungsgeschwindigkeit lassen sich die Temperaturen, bei denen die Umwandlungen beendigt sind, nicht genau angeben. Vollständig beendigt wurden die Umwandlungen bei manchen Stählen auch durch die sehr langsame Abkühlung nach dem Ausglühen nicht, wie die schon mehrfach erwähnten Anlaßerscheinungen beweisen.

Tabelle 33. 65 Proz. Ni, $q = 0{,}2847$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
23	31,07	298	64,1	172	47,45	163	46,4
33	31,8	289	63,05	185	49,0	153	45,1
40	32,45	282	62,05	191	49,75	146	44,3
51	33,67	275	61,15	203	51,25	137	43,35
65	35,07	268	60,0	211	52,27	128	42,55
74	36,25	260	59,1	218	53,15	122	41,6
81	36,95	254	58,15	226	54,0	114	40,85
93	38,35	249	57,3	232	54,8	107	39,82
101	39,15	241	56,3	241	55,9	101	39,15
110	40,32	232	55,25	248	57,0	89	37,85
118	41,2	220	53,55	257	58,05	79	36,75
128	42,4	214	52,8	264	59,15	67	35,5
136	43,35	205	51,55	272	60,22	60	34,8
146	44,57	196	50,6	280	61,45	49	33,6
152	45,4	188	49,35	290	62,8	40	32,8
161	46,4	175	47,85	300	64,22	25	31,3

Tabelle 34. 73,8 Proz. Ni, $q = 0{,}2831$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
26	23,9	294	51,7	171	37,57	127	32,82
38	24,92	281	49,67	180	38,4	118	31,9
52	26,05	260	47,05	195	40,0	111	31,15
64	27,17	247	45,55	204	41,0	101	30,22
72	27,85	233	44,0	212	41,82	91	29,27
79	28,45	221	42,62	227	43,77	80	28,37
93	29,77	208	41,27	236	44,7	71	27,5
99	30,3	195	39,9	243	45,62	60	26,45
107	31,05	186	38,82	253	46,6	49	25,75
113	31,55	177	37,87	261	47,7	38	24,9
133	33,65	170	37,1	277	49,55		
141	34,45	159	36,0	284	50,37		
150	35,32	150	35,07	291	51,17		
162	36,55	140	34,02	299	52,12		

Der Kohlenstoffgehalt der Stähle spielt hier eine ganz wesentliche Rolle, denn einerseits zeigte der Stahl mit dem höchsten Kohlenstoffgehalt — es war dies der 9,55 proz. Stahl mit 0,59 Proz. C — die Erscheinung in besonders hohem Maße, andererseits war bei dem nur 0,03 proz. C enthaltenden Stahle mit 19,2 proz. Ni nur eine Andeutung davon zu beobachten.

b) Die reversiblen Stähle. Die Tabellen 29 bis 36 enthalten die Messungsergebnisse an den reversiblen Stählen mit mehr als 30 Proz. Ni. In den Kurven der Fig. 7 sind diese Ergebnisse graphisch dargestellt.

Tabelle 35. 85,35 Proz. Ni, $q = 0{,}2829$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
23	17,3	300	38,37	155	26,22	159	25,92
30	17,65	288	37,35	168	27,2	150	25,35
37	18,2	280	36,5	173	27,62	139	24,5
43	18,55	272	35,7	198	29,6	128	23,67
50	18,9	264	34,87	203	29,72	121	23,02
59	19,5	256	34,2	208	30,1	111	22,45
69	20,2	247	33,25	217	30,97	103	21,87
78	20,8	236	32,2	222	31,25	94	21,17
85	21,25	228	31,5	231	32,07	86	20,57
94	21,9	220	30,9	241	32,87	77	20,05
100	22,25	214	30,45	249	33,57	65	19,5
109	22,87	209	29,95	255	34,15	55	18,7
117	25,37	199	29,25	261	34,6	44	18,15
123	23,9	189	28,3	274	35,85	41	17,87
131	24,42	180	27,65	282	36,65		
139	25,05	170	26,75	290	37,52		
147	25,6	165	26,42	299	38,5		

Tabelle 36. 98,17 Proz. Ni, $q = 0{,}2818$ qcm.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
18	10,5	299	26,72	156	16,95	135	15,97
27	10,92	290	26,0	170	17,67	125	15,42
35	11,15	282	25,37	180	18,32	114	14,8
45	11,42	271	24,67	193	19,0	104	14,32
51	11,7	260	23,82	203	19,6	96	13,85
58	11,95	252	23,3	211	20,32	87	13,5
63	12,25	244	22,72	220	20,9	78	13,0
71	12,62	233	22,0	230	21,4	67	12,57
86	13,3	224	21,45	241	22,32	59	12,27
93	13,57	215	20,72	253	23,1	50	11,9
100	13,9	201	20,0	250	23,45	45	11,67
108	14,25	194	19,45	269	24,15		
116	14,7	184	18,72	281	25,0		
125	15,22	175	18,32	287	25,52		
133	15,6	163	17,55	294	26,15		
139	15,92	151	16,77	301	26,65		
148	16,37	143	16,4				

Tabelle 37 und Fig. 7 geben eine Übersicht über die Temperaturabhängigkeit des spezifischen Widerstandes der reversiblen Stähle von 50 zu 50° und die zugehörigen mittleren Temperaturkoeffizienten.

Aus den Tabellen 29 bis 37 und der Fig. 7 ergibt sich folgendes:

1. Auch die reversiblen Stähle haben zwischen 20 und 300° überall normale positive Temperaturkoeffizienten.

Tabelle 37.

t	35,2 Proz. Ni		44,6 Proz. Ni		50,3 Proz. Ni		56,5 Proz. Ni	
	σ	$\alpha . 10^3$	σ	$\alpha . 10^3$	σ	$\alpha . 10^3$	σ	$\alpha . 10^3$
20°	76,5	—	52,0	—	47,3	—	40,4	—
0°	73,1	2,02	48,6	3,58	44,8	3,08	38,1	3,10
50	80,5	1,70	57,3	3,62	51,7	3,17	44,0	3,41
100	86,7	1,40	66,1	3,66	58,8	3,44	50,5	3,69
150	91,8	1,15	75,0	3,25	66,5	3,48	57,4	3,71
200	96,0	0,92	82,9	2,76	74,3	3,21	64,4	3,73
250	99,4	0,68	89,6	2,72	81,5	3,21	71,5	3,74
300	101,9		96,2		88,7		78,6	

t	65 Proz. Ni		73,8 Proz. Ni		85,35 Proz. Ni		98,17 Proz. Ni	
	σ	$\alpha . 10^3$	σ	$\alpha . 10^3$	σ	$\alpha . 10^3$	σ	$\alpha . 10^3$
20°	30,7	—	23,3	—	17,1	—	10,6	—
0°	29,1	3,06	21,6	4,03	15,9	3,90	9,7	4,3
50	33,5	3,78	25,9	4,21	19,0	4,03	11,8	4.6
100	39,0	3,98	30,5	4,44	22,2	4,40	14,0	5,3
150	44,8	4,12	35,3	4,77	25,7	4,84	16,6	6,0
200	50,8	4,47	40,5	5,34	29,6	5,35	19,5	6,7
250	57,3	4,81	46,3	5,79	33,7	5,97	22,8	7,4
300	64,3		52,5		38,6		26,6	

2. Die spezifischen Widerstände fallen mit steigendem Nickelgehalt bei allen Temperaturen zuerst stark, dann weniger stark ab.

3. Es findet ein allmählicher Übergang von fallenden zu steigenden Temperaturkoeffzienten (also von dem nach unten konkaven zu dem nach unten konvexen Kurventypus) statt. Dazwischen stehen die Stähle mit 44,6 und 50,3 Proz. Ni, die bei 125° bzw. 175° schwache Wendepunkte aufweisen.

4. Die reversible Umwandlung des 35,2 proz. Stahls, welche nach Osmond in der Nähe von 300° stattfindet (während die Umwandlungstemperaturen der übrigen reversiblen Stähle oberhalb von 300° liegen), ist an der Widerstandskurve ebensowenig zu erkennen wie die der Stähle mit 29,15 und 29,9 Proz. Ni (S. 26).

5. Die Zunahme des spezifischen Widerstandes pro Grad ist nicht wie bei den irreversiblen Stählen überall von gleicher Größenordnung, sondern im allgemeinen um so kleiner, je höher der Nickelgehalt ist, so daß die Kurven nicht wie dort annähernd parallel sind, sondern mit zunehmendem Nickelgehalt immer flacher werden. (Nur der 35,2 proz. Stahl

macht in diesem Temperaturgebiet eine Ausnahme.) Trotzdem werden nach der Seite des reinen Nickels die Temperaturkoeffizienten größer, so wie sie bei den irreversiblen Stählen nach der Seite des reinen Eisens

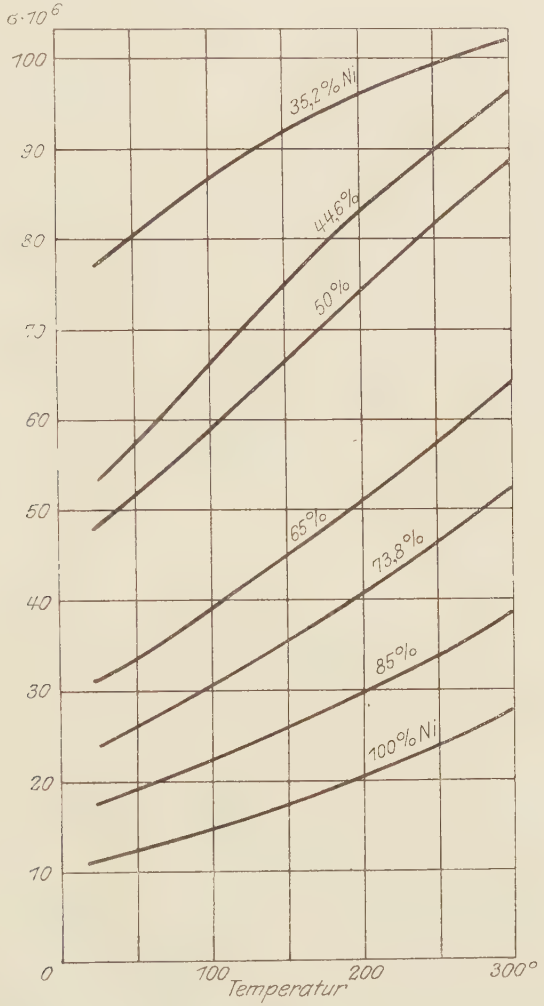


Fig. 7.

größer wurden. Das wird dadurch verursacht, daß die Werte von σ_0, durch welche die Differentialquotienten zu dividieren sind, mit zunehmendem Nickelgehalt in noch stärkerem Maße kleiner werden als diese.

B. Die vollständigen Widerstandstemperaturkurven.

Die Tabellen 38 bis 56 enthalten die Ergebnisse der im Stickstoffstrom bei hohen Temperaturen vorgenommenen Messungen, Tabelle 57

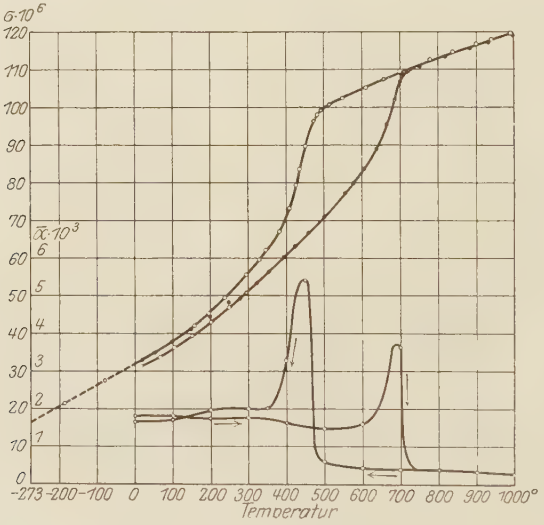


Fig. 8. 5,5 Proz. Ni, 0,09 Proz. C.

die der in fester Kohlensäure und flüssiger Luft ausgeführten. Für einige charakteristische Fälle sind diese Messungen zusammen mit den bei mittleren und tiefen Temperaturen ausgeführten in den Fig. 8 bis 13 in Kurven graphisch dargestellt. Zur näheren Charakterisierung der Temperaturabhängigkeit des spezifischen Widerstandes σ sind in diesen Figuren außerdem noch die Kurven der auf t^0 bezogenen Temperaturkoeffizienten

$$\bar{\alpha} = \frac{1}{\sigma} \cdot \frac{d\sigma}{dt} = \frac{1}{w} \cdot \frac{dw}{dt}$$

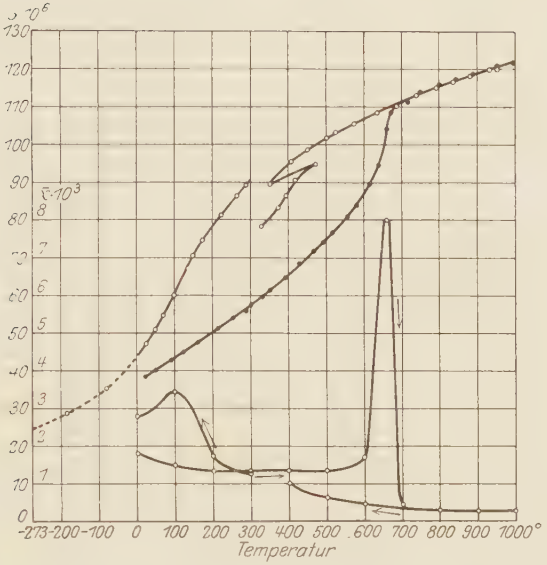


Fig. 9. 9,55 Proz. Ni, 0,59 Proz. C.

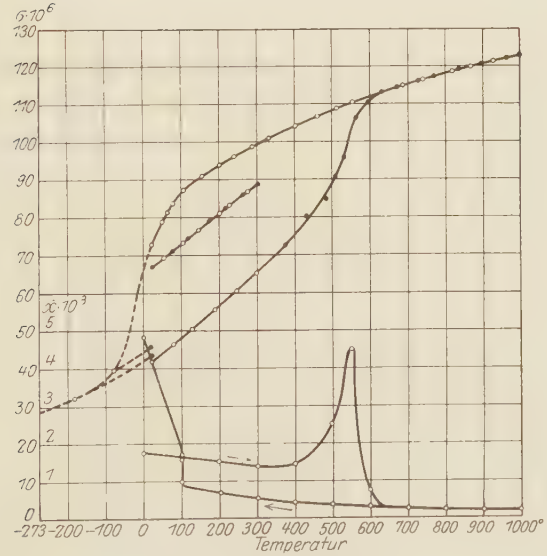


Fig. 10. 25,0 Proz. Ni, 0,07 Proz. C.

eingetragen. Diese Temperaturkoeffizienten unterscheiden sich von den vorerwähnten „wahren“ und „mittleren“ dadurch, daß nicht durch den

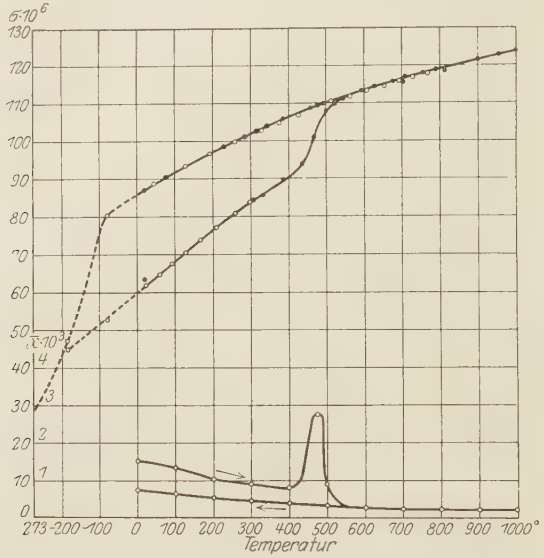


Fig. 11. 29,9 Proz. Ni, 0,18 Proz. C.

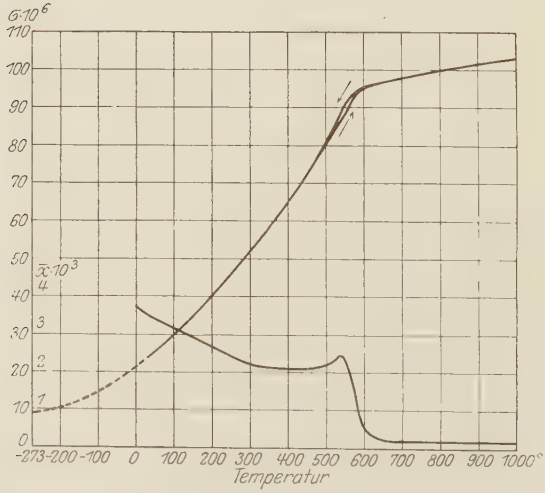


Fig. 12. 73,8 Proz. Ni, 0,01 Proz. C.

Widerstand bei 0°, sondern durch den bei der Meßtemperatur vorhandenen Widerstand dividiert wird. Sie sind also frei von der willkürlichen

Bevorzugung der Temperatur 0°, welche in größerer Entfernung von dieser Temperatur als geradezu sinnlos bezeichnet werden muß, besonders dann,

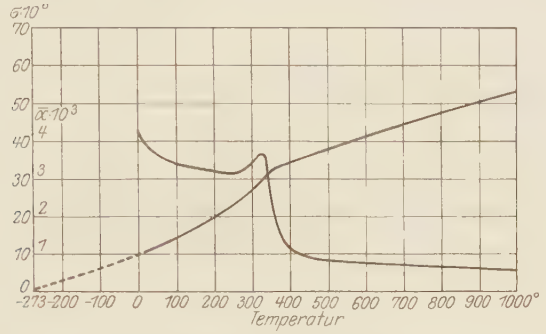


Fig. 13. 98,17 Proz. Ni, 0,06 Proz. C.

wenn das Material zwischen 0° und der Meßtemperatur eine Umwandlung durchgemacht hat, also ein vollkommen anderer Körper geworden ist.

Tabelle 38. 0 Proz. Ni, 0 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
312	31,6	938	114,7	772	101,3	535	58,5
363	36,6	900	114,0	784	104,1	512	55,7
385	39,2	867	111,5	790	104,7	483	51,2
475	51,5	821	108,3	811	107,1	448	48,5
551	62,3	780	103,4	823	108,3	422	44,1
576	65,3	772	101,8	858	110,9	392	40,2
628	73,2	729	91,5	879	112,7	341	34,4
667	79,6	694	84,6	900	113,4	310	31,2
705	86,7	666	79,2	922	114,2	282	28,4
738	93,1	613	70,2	984	116,5		
751	96,2	568	63,0				

Tabelle 39. 5,5 Proz. Ni, 0,09 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
394	57,1	954	118,2	705	100,3	614	104,9
433	61,6	900	116,5	739	106,5	594	89,1
488	67,8	852	114,8	765	111,1	563	81,2
514	71,0	805	112,9	788	112,5	522	74,8
564	77,2	735	110,1	868	115,5	458	75,6
610	83,4	671	107,2	942	118,6	389	57,6
675	92,7	643	106,0	1008	120,0	344	52,7

Tabelle 40. 9,55 Proz. Ni, 0,59 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
308	57,5	952	120,1	637	94,1	452	98,4
332	59,6	930	119,6	660	104,1	409	95,4
350	61,3	880	118,0	669	108,5	350	89,3 [1]
390	64,8	835	116,4	716	112,8	472	94,6
426	68,8	792	115,0	748	114,2	415	90,6
464	72,0	739	113,0	798	116,1	396	86,3
490	74,4	685	110,5	842	117,6	372	83,2
512	76,7	634	108,2	885	118,9	326	78,2
550	80,9	572	105,6	953	121,0	20	40,0
580	84,2	523	103,4	993	121,9		
615	89,5	500	101,6				

Tabelle 41. 9,5 Proz. Ni, 0,12 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
296	50,8	989	119,9	664	95,4	482	98,0
323	53,2	937	118,1	685	101,8	471	96,3
355	56,1	898	116,9	699	106,8	450	89,6
396	60,1	837	114,9	707	108,7	434	83,5
423	62,9	778	112,7	716	109,5	425	79,3
459	66,5	698	109,3	752	110,9	408	73,0
501	70,9	656	107,3	818	113,4	380	66,8
554	77,0	608	105,2	884	115,7	348	62,1
576	79,9	548	102,4	931	117,1	326	59,5
606	83,6	513	100,7	996	119,0	293	55,5
638	88,7	490	99,1				

Tabelle 42. 14,7 Proz. Ni, 0,06 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
315	57,2	878	118,0	671	111,5	454	100,9
376	63,2	798	115,9	733	113,9	431	99,4
431	68,4	739	113,6	772	115,0	402	98,2
467	71,7	693	111,7	821	116,6	365	95,7
514	78,0	618	108,9	864	118,2	328	93,1
553	85,6	564	106,2	923	120,0	299	89,8
601	93,2	514	104,1	985	121,7		
620	99,9	482	102,4				

[1]) Um festzustellen, ob die Rückumwandlung bereits begonnen hatte, wurde die Abkühlung hier unterbrochen und die Probe auf 472° erwärmt. Der niedrige spezifische Widerstand bei dieser Temperatur zeigte, daß das Erwartete eingetreten war (s. Fig. 9). Der Verlauf der Kurve bei der nun folgenden Abkühlung bewies, daß die Temperaturerhöhungen die Umwandlung befördert hatten (s. weiter unten).

Tabelle 43.

19,2 Proz. Ni, 0,03 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
312	64,5	1015	122,1	604	109,4	542	107,1
333	67,0	952	120,4	632	110,7	504	105,4
366	70,0	901	119,3	665	111,8	467	103,6
401	73,3	848	117,8	722	114,2	422	101,4
444	78,1	795	116,1	777	116,1	383	98,8
489	82,9	738	114,3	835	117,5	340	96,9
525	87,4	685	112,5	901	119,2	280	93,1
553	92,7	634	110,9	948	120,5		
572	103,2	580	108,8	1002	121,9		

Tabelle 44.

24,5 Proz. Ni, 0,16 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
303	65,0	1005	121,1	573	109,5	515	106,4
344	69,4	956	120,1	627	111,2	471	104,6
394	74,2	897	118,5	671	112,9	402	101,7
432	78,2	827	116,6	722	114,4	332	98,9
465	82,1	782	115,0	772	115,7		
496	85,6	727	113,5	829	117,1		
519	89,4	685	112,1	899	118,7		
541	96,7	607	109,7	945	119,9		
563	107,5	561	108,1	1005	121,1		

Tabelle 45.

25 Proz. Ni, 0,07 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
314	66,9	999	122,8	623	113,0	633	113,6
373	72,5	928	121,1	672	114,4	614	112,9
433	80,3	867	119,7	729	116,0	554	110,5
461	82,7	819	118,5	773	117,3	511	109,0
484	84,6	784	117,5	836	119,2	461	106,8
506	90,6	744	116,8	897	120,8	403	104,3
534	95,9	708	115,8	963	122,2	330	100,7
561	106,5	683	115,0	999	122,8		
595	110,3	666	114,3				

Tabelle 46.
27,7 Proz. Ni, 0,31 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
337	78,5	998	125,5	632	115,4	529	111,7
373	82,4	951	124,1	675	116,8	459	109,2
424	87,4	888	122,2	733	118,3	429	108,0
466	93,7	820	120,6	803	120,4	385	106,4
503	101,9	771	119,4	863	122,2	325	103,4
526	110,0	711	117,7	917	123,3		
560	112,5	664	116,2	967	124,5		
592	114,0	595	113,8	998	125,5		

Tabelle 47.
29,15 Proz. Ni, 0,18 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
342	75,3	1011	124,3	712	116,6	544	111,4
375	79,3	942	122,9	727	117,4	503	109,9
431	87,7	875	121,4	767	118,5	451	107,9
464	95,2	782	118,9	805	119,6	394	105,7
503	107,8	722	117,1	849	120,5	347	104,7
530	110,1	665	115,4	895	121,6		
599	113,5	622	113,9	934	122,9		
664	114,9	581	112,6	1011	124,3		

Tabelle 48.
29,9 Proz. Ni, 0,18 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
316	102,6	972	123,0	674	115,9	606	113,2
344	103,9	899	121,1	707	116,8	562	111,8
383	105,7	854	120,0	753	117,7	510	110,1
458	108,7	806	118,8	787	119,2	477	108,7
490	110,0	767	117,7	854	120,5	424	106,6
541	111,3	728	116,7	896	121,0	375	104,7
592	113,2	691	115,7	952	122,6	329	102,8
625	114,4	653	114,2	974	122,8		

Dieser Stahl kam, wie bereits erwähnt, durch bloßes Eintauchen in flüssige Luft nicht zur Umwandlung. Es wurden daher zunächst im Stickstoffofen die Erhitzungs- und Abkühlungskurven zwischen 300 und

1000° aufgenommen (Tabelle 48) und sodann der Stahl in einer Zerreißmaschine einer geringen Kaltreckung unterworfen. Nach erneuter Behandlung mit flüssiger Luft ergab sich folgende Erhitzungskurve:

Tabelle 48a.

t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
24	61,9	232	78,6	436	93,9	700	115,2
75	66,0	272	81,7	500	108,0	737	116,8
118	69,2	335	85,5	524	109,7	811	118,4
197	75,8	386	89,8	585	112,1		

Tabelle 49.

35,2 Proz. Ni, 0,13 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
331	103,8	993	122,5	631	113,6	531	111,3
356	104,7	946	121,8	688	115,1	508	110,6
390	106,0	897	120,7	735	116,5	482	109,8
405	106,6	849	119,7	770	117,0	458	108,9
429	107,7	798	118,5	807	117,8	439	108,5
462	108,7	755	112,4	846	118,6	409	107,3
498	109,9	706	116,3	886	119,5	360	105,3
532	111,1	675	115,4	925	120,2	314	103,0
573	112,2	623	114,0	956	120,9		
605	113,1	577	112,8	996	121,2		

Tabelle 50.

44,6 Proz. Ni, 0,04 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
325	99,3	998	122,3	805	117,9	642	114,1
390	105,0	965	121,5	871	119,4	595	112,8
422	107,0	912	120,5	921	120,6	544	111,6
484	109,4	882	119,8	963	121,6	504	110,3
583	112,4	859	119,2	998	122,3	453	108,8
621	113,5	797	117,6			401	105,9
698	115,5	755	116,7			376	104,0
739	116,6	709	115,5			320	98,5

Tabelle 51.

50,3 Proz. Ni, 0,05 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
322	91,4	953	121,3	657	115,4	499	110,6
390	100,1	931	120,7	688	116,1	453	107,4
429	104,6	884	120,2	727	116,8	408	102,3
445	106,7	837	118,8	771	117,5	392	100,5
467	108,9	801	118,5	834	118,8	380	98,7
476	109,8	760	117,3	885	119,8		
507	111,3	703	116,2	921	120,4		
543	112,8	650	115,5	961	121,2		
570	113,2	605	114,6	994	121,6		
602	114,3	550	112,7				

Tabelle 52.

56,5 Proz. Ni, 0,06 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
304	79,9	1002	121,7	703	116,7	543	111,6
353	87,6	948	120,9	764	118,1	505	108,5
395	93,1	894	119,8	796	118,5	473	104,9
424	97,4	854	119,1	832	119,3	437	99,3
451	101,0	802	118,3	873	119,5	401	94,3
491	106,5	743	116,7	903	120,0	389	92,0
545	112,7	685	115,6	944	121,0	361	88,0
590	114,7	640	114,8	990	121,6	329	83,0
625	115,1	610	114,2	1002	121,7		
670	115,6	589	113,5				

Tabelle 53. 65 Proz. Ni, 0,03 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
339	68,9	977	113,6	596	105,5	601	106,0
371	73,0	936	112,8	623	106,3	573	104,3
392	76,3	902	112,4	688	107,8	539	99,6
444	83,9	868	111,5	728	108,7	500	92,6
471	87,8	839	111,3	777	109,7	462	87,0
513	93,9	814	110,6	808	110,2	415	80,4
539	98,3	762	109,8	876	111,2	367	73,7
560	101,8	711	108,6	949	112,8	312	66,5
572	103,9	676	108,2	977	113,6		
581	104,6	632	107,1				

Tabelle 54. 73,8 Proz. Ni, 0,01 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
292	50,9	946	102,6	663	97,1	548	90,1
367	60,2	900	101,6	707	98,1	525	85,4
399	65,1	856	100,7	768	99,2	483	77,6
459	73,5	814	99,9	806	99,7	427	69,5
506	80,7	746	98,8	846	100,4	412	67,0
552	88,9	671	97,0	876	101,2	371	61,1
591	94,8	595	94,7	935	102,4	340	57,2
625	96,3	563	92,6	982	102,5		

Tabelle 55. 85,35 Proz. Ni, 0,03 Proz. C.

Erhitzung		Erhitzung		Erhitzung		Erhitzung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
295	37,1	501	62,7	626	69,0	864	75,9
335	40,9	512	63,8	675	70,3	901	76,8
374	45,0	529	64,7	742	72,2	949	78,3
417	50,0	545	65,5	780	73,2	975	78,9
451	54,6	580	67,1	810	74,2	995	79,4
473	58,0						

Tabelle 56. 98,17 Proz. Ni, 0,06 Proz. C.

Erhitzung		Abkühlung		Erhitzung		Abkühlung	
t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t	t	σ_t
348	31,2	976	52,1	654	43,0	628	42,1
396	34,2	935	51,0	674	43,7	588	40,9
427	35,2	904	49,9	719	45,2	553	39,8
455	36,4	860	49,3	769	46,5	517	38,6
491	37,7	820	47,9	804	47,7	469	37,0
518	38,8	782	46,9	838	48,7	433	35,8
532	39,1	744	45,9	885	50,1	399	34,3
575	40,4	714	44,7	950	51,5	367	32,9
612	41,8	680	43,4	998	53,0	335	30,2

In den Tabellen 57 und 58 sind die aus den Kurven von 50° zu 50° entnommenen Werte zusammengestellt[1]). Ferner sind, um ein Bild von der Lage der Kurven zueinander und den vorkommenden Abweichungen zu geben, in den Fig. 14 und 15 die Kurven einiger reversibler und irreversibler Stähle zusammengezeichnet. Ein Vergleich der in den Figuren

[1]) Wo die bei Erhitzung und Abkühlung gemessenen Werte verschieden sind, stehen die bei der Erhitzung gefundenen in der unteren Zeile.

Tabelle

	−185°	−78°	0°	50°	100°	150°	200°	250°	300°	350
0 Proz. Ni, 0 Proz. C	0,8	5,0	8,9	11,6	14,6	18,2	22,2	26,4	31,0	35
5,5 „ Ni, 0,09 „ C	19,0	23,2	26,7	29,8	33,0	36,3	40,0	44,0	48,9	53
										53
9,5 „ Ni, 0,12 „ C	21,3	27,4	32,7	34,6	37,6	41,3	45,6	50,7	55,5	62
			29,9	32,6	35,7	39,1	42,8	46,7	51,0	55
9,55 „ Ni, 0,59 „ C	28,9	35,1	44,0	50,8	60,0	70,8	78,0	85,0	90,5[1])	89
			37,2	40,4	43,6	46,9	50,3	53,8	56,6	61
14,7 „ Ni, 0,06 „ C	26,6	31,6	37,0	39,5	43,7	50,6	62,1	84,0	91,2	95
			33,7	36,7	39,9	43,5	47,4	51,5	55,9	60
19,2 „ Ni, 0,03 „ C	27,0	33,9	39,5	47,8	64,5	84,7	88,3	92,3	95,0	97
			39,0	42,5	46,3	50,3	54,5	59,0	63,7	68
24,5 „ Ni, 0,16 „ C	33,2	50,5	78,6	82,4	86,0	89,4	92,7	95,6	98,3	99
			40,8	44,0	47,7	51,8	56,1	60,6	65,1	69
25,0 „ Ni, 0,07 „ C[2])	32,0	39,4	66,0	78,5	86,5	90,5	93,6	96,8	99,5	101
			40,0	44,1	47,9	52,1	56,2	60,7	65,4	70
27,7 „ Ni, 0,31 „ C	38,1	80,0	84,6	88,1	91,3	94,2	97,0	99,7	102,1	104
			49,3	52,7	57,2	61,6	66,2	70,8	75,1	79
29,15 „ Ni, 0,18 „ C	34,5	79,0	84,7	88,0	91,0	93,9	96,6	99,1	101,3	103
			43,0	47,0	51,4	55,9	60,6	65,6	70,8	76
29,9 „ Ni, 0,18 „ C	47,1	80,3	85,2	88,5	91,6	94,3	96,9	99,4	101,8	104
			60,0	64,0	68,2	72,3	76,3	80,3	84,0	96
35,2 „ Ni, 0,13 „ C	47,1	63,8	73,1	80,5	86,7	91,8	96,0	99,4	101,9	104
44,6 „ Ni, 0,04 „ C	22,5	37,4	48,6	57,3	66,1	75,0	82,9	89,6	96,2	101
50,3 „ Ni, 0,05 „ C	24,7	36,0	44,8	51,7	58,8	66,5	74,3	81,5	88,7	95
56,5 „ Ni, 0,06 „ C	21,9	30,1	38,1	44,0	50,5	57,4	64,4	71,5	78,6	86
65,0 „ Ni, 0,03 „ C	17,5	23,9	29,1	33,5	39,0	44,8	50,8	57,3	64,3	71
73,8 „ Ni, 0,01 „ C	11,2	16,0	21,6	25,9	30,5	35,3	40,5	46,3	52,5	58
85,35 „ Ni, 0,03 „ C	7,3	11,9	15,9	19,0	22,2	25,7	29,6	33,7	38,6	42
98,17 „ Ni, 0,06 „ C	3,5	6,9	9,7	11,8	14,0	16,6	19,5	22,8	26,6	31

11 bis 32 gegebenen vollständigen Widerstandskurven zeigt zunächst, daß sie im großen und ganzen alle den gleichen Verlauf haben. Bei niedrigen Temperaturen sind sie flach, werden bei mittleren Temperaturen steiler, um dann nach Überschreitung eines Wende- oder Knickpunktes plötzlich flacher und bei hohen Temperaturen ständig noch flacher zu werden. Aus den Figuren 30 bis 32 geht hervor, daß sich die Werte des spezifischen Widerstandes der einzelnen Stähle bei hohen und bei tiefen Temperaturen

[1]) Infolge des hohen Kohlenstoffgehaltes schließen sich die bei der Abkühlung im Ölbad gefundenen Werte nicht an die in der Porzellanröhre gemessenen an.

[2]) Da dieser Stahl bei der Abkühlung von hohen Temperaturen bei 20° noch nicht vollständig zur Umwandlung gekommen ist, finden die gewöhnlich zur Beobachtung kommenden Werte bei der Erwärmung von der Ausgangstemperatur 20° in der Tabelle keinen Platz. Diese Werte sind in Tabelle 14 aufgeführt.

pezifische Widerstände).

00°	450°	500°	550°	600°	650°	700°	750°	800°	850°	900°	950°	1000°
40,9	47,0	53,6	60,7	68,1	76,1	85,5	96,0	105,6	110,4	113,6	115,3	116,6
58,5	64,5	71,3	79,4	95,0	105,6	108,5	110,8	113,0	115,0	116,7	118,4	119,2
57,5	62,9	68,7	74,2	81,4	89,0	101,0	110,3					
70,6	89,5	99,9	102,5	104,8	107,1	109,4	111,2	103,1	104,8	111,6	113,2	114,6
60,6	65,6	70,9	86,4	82,8	91,0	106,8						
94,5	98,4	101,8	105,6	108,6	110,8	112,8	114,9	116,9	118,4	119,9	121,2	122,5
55,6	70,5	75,5	81,0	87,4	106,9							
98,2	101,0	103,2	105,8	108,1	110,5	112,4	114,3	115,9	117,5	119,1	120,6	122,1
64,8	69,7	75,7	83,6	93,1	115,0							
99,9	102,5	105,0	107,5	109,6	111,2	113,0	114,9	116,5	118,0	118,9	120,3	121,5
73,5	78,8	83,8	90,6	108,7								
01,8	104,1	106,4	108,5	110,6	115,9	113,2	114,9	116,0	117,2	118,5	119,5	120,4
74,9	80,3	86,3	101,0									
04,0	106,2	108,4	110,3	112,0	113,6	115,3	116,8	118,3	119,6	120,8	121,9	122,8
75,3	81,5	89,3	101,5	110,9								
06,9	109,0	110,9	112,4	114,2	115,8	117,4	119,0	120,4	121,6	122,9	124,2	125,6
84,8	90,5	100,0										
05,8	107,6	109,7	111,6	113,3	114,9	115,5	116,9	119,1	120,8	121,9	122,9	123,9
82,5	91,5	102,0										
06,4	108,3	110,2	111,8	113,4	114,9	116,1	117,3	118,6	119,9	121,3	122,5	123,6
90,1	96,0	108,0										
06,8	107,6	110,3	111,8	113,1	113,9	115,5	116,6	117,9	119,0	120,3	121,2	122,1
05,5	107,8	110,2	111,6	113,0	114,0	115,5	116,5	117,7	118,9	120,0	121,1	122,2
01,4	107,3	111,0	112,7	114,0	115,5	116,3	117,2	118,1	119,0	119,9	120,9	121,9
93,7	101,2	107,9	112,5	114,3	115,2	116,0	117,0	118,0	119,0	120,0	120,9	121,8
77,4	85,0	91,9	100,8	106,0	107,6	108,5	109,4	110,2	111,0	111,8	112,9	113,8
65,1	72,2	80,0	88,1	96,1	101,2	103,0	104,0	104,9	105,6	106,4	107,1	107,9
48,3	54,3	62,3	65,7	67,5	69,7	71,0	72,5	73,9	75,3	76,8	78,2	79,5
34,3	36,2	38,0	39,6	41,3	42,9	44,3	46,0	47,0	49,2	50,4	51,5	53,1

im allgemeinen stark einander nähern, während zwischen 0° und 600° die Unterschiede erheblich sind. Nur die Kurven der Stähle mit mehr als 65 Proz. Ni liegen auch bei 1000° noch wesentlich tiefer als die übrigen. Im einzelnen zeigen die Kurven mannigfaltige Verschiedenheiten, die in erster Linie durch die Lage der Umwandlungstemperaturen bedingt sind.

a) Die irreversiblen Stähle. Die Irreversibilität der nickelarmen Stähle kommt dadurch zum Ausdruck, daß die Kurven dieser Stähle Schleifen bilden. Diese Schleifen sind bei niedrigen Nickelgehalten schmal und liegen bei hohen Temperaturen. Mit zunehmendem Nickelgehalt werden sie breiter und verschieben sich gleichzeitig zu tieferen Temperaturen. Die Endpunkte der Schleifen, in denen die beiden Kurven wieder zusammenkommen, zeigen die Beendigung der Umwandlung

Tabelle

	0°	50°	100°	150°	200°	250°	300°	350°	40
0 Proz. Ni, 0 Proz. C . .	5,90	4,90	4,20	3,80	3,60	3,30	3,15	2,95	2,
5,5 „ Ni, 0,03 „ C . .	2,10	2,00	1,95	1,90	1,85	1,80	1,80	1,85	1,
								1,80	1,
9,5 „ Ni, 0,12 „ C . .	1,65	1,65	1,70	1,80	1,95	2,00	2,00	2,00	3,
	1,80	1,80	1,80	1,75	1,75	1,75	1,75	1,70	1,
9,55 „ Ni, 0,59 „ C . .	2,75	3,00	3,40	2,85	1,75	1,40	1,25	—	0,
	1,75	1,60	1,45	1,85	1,30	1,25	1,30	1,30	1,
14,7 „ Ni, 0,06 „ C . .	1,60	1,85	2,15	2,90	4,90	5,75	0,90	0,70	0,
	1,70	1,80	1,85	1,90	1,80	1,70	1,60	1,50	1,
19,2 „ Ni, 0,03 „ C . .	2,80	4,10	6,80	1,00	0,75	0,63	0,57	0,54	0,
	1,95	1,90	1,80	1,65	1,55	1,50	1,45	1,45	1,
24,5 „ Ni, 0,16 „ C . .	1,40	0,90	0,75	0,65	0,60	0,55	0,51	0,48	0,
	1,60	1,60	1,60	1,55	1,55	1,40	1,40	1,35	1,
25,0 „ Ni, 0,07 „ C . .	4,80	3,20	0,95	0,79	0,68	0,59	0,52	0,47	0,
	1,75	1,75	1,70	1,60	1,55	1,45	1,40	1,35	1,
27,7 „ Ni, 0,31 „ C . .	0,73	0,70	0,66	0,62	0,58	0,54	0,49	0,44	0,
	1,50	1,45	1,45	1,40	1,35	1,26	1,20	1,20	1,
29,15 „ Ni, 0,18 „ C . .	0,78	0,70	0,63	0,59	0,55	0,51	0,47	0,44	0,
	1,80	1,80	1,75	1,60	1,50	1,45	1,45	1,55	1,
29,9 „ Ni, 0,18 „ C . .	0,73	0,67	0,61	0,56	0,52	0,48	0,43	0,40	0,
	1,50	1,45	1,35	1,20	1,00	0,95	0,92	0,86	0,
35,2 „ Ni, 0,13 „ C . .	1,80	1,50	1,25	0,95	0,67	0,57	0,49	0,42	0,
44,6 „ Ni, 0,04 „ C . .	3,35	2,95	2,60	2,20	1,85	1,45	1,10	0,85	0,
50,3 „ Ni, 0,05 „ C . .	2,70	2,40	2,40	2,25	2,05	1,80	1,55	1,40	1,
56,5 „ Ni, 0,06 „ C . .	2,95	2,75	2,50	2,35	2,20	2,00	1,90	1,72	1,
65,0 „ Ni, 0,03 „ C . .	2,80	2,85	2,90	2,70	2,65	2,40	2,10	1,95	1,
73,8 „ Ni, 0,01 „ C . .	3,70	3,50	3,10	2,95	2,70	2,45	2,20	2,15	2,
85,35 „ Ni, 0,03 „ C . .	3,75	3,45	3,15	2,85	2,60	2,45	2,35	2,25	2,
98,17 „ Ni, 0,06 „ C . .	4,30	3,70	3,40	3,25	3,20	3,15	3,40	2,55	1,

bzw. Rückumwandluug an. Bei dem 14,7 proz. Stahl und dem 9,55 proz. mit hohem Kohlenstoffgehalt bleiben die Schleifen unten offen, woraus zu erkennen ist, daß diese Stähle bei der Abkühlung nicht vollkommen zur Rückumwandlung gelangten.

Die unteren Äste der Schleifen sind zur t-Achse, die oberen oberhalb des Beginns der Rückumwandlung zur σ-Achse konvex. Dies bedeutet, daß der bei mittleren Temperaturen gefundene Unterschied zwischen dem magnetischen und unmagnetischen Zustand durchgängig besteht: Im magnetischen Zustand nehmen die wahren Temperaturkoeffizienten mit steigender, im unmagnetischen Zustand mit fallender Temperatur zu. Dies zeigt sich auch bei reinem Eisen, bei welchem die beiden verschiedenartig gekrümmten Teile der Kurve bei 770° (also genau bei der Temperatur

emperaturkoeffizienten).

50°	500°	550°	600°	650°	700°	750°	800°	850°	900°	950°	1000°
,65	2,50	2,35	2,20	2,10	2,15	2,75	0,93	0,60	0,43	0,30	0,25
,90	2,00	2,31	5,10	0,90	0,45	0,35	0,30	0,29	0,29	0,25	0,22
,70	1,70	1,65	1,60	2,00	2,60	1,80					
,40	0,61	0,45	0,42	0,41	0,40	0,39	0,37	0,34	0,30	0,28	0,26
,50	1,45	1,50	1,60	2,30	3,60						
,70	0,58	0,50	0,44	0,39	0,35	0,33	0,31	0,29	0,27	0,26	0,26
,35	1,30	1,40	1,70	7,90	0,40						
,50	0,47	0,46	0,44	0,40	0,36	0,31	0,28	0,26	0,25	0,24	0,23
,50	1,75	2,05	2,50	0,65							
,50	0,48	0,42	0,38	0,35	0,31	0,30	0,30	0,29	0,29	0,28	0,28
,40	1,45	2,00	0,76								
,41	0,37	0,34	0,31	0,29	0,27	0,24	0,22	0,19	0,17	0,16	0,15
,30	1,45	5,30									
,39	0,36	0,33	0,30	0,29	0,28	0,26	0,24	0,22	0,20	0,19	0,18
,85	2,00	4,50	0,72								
,37	0,34	0,35	0,33	0,29	0,26	0,25	0,23	0,22	0,22	0,21	0,21
,70	3,30										
,39	0,36	0,34	0,32	0,29	0,26	0,24	0,23	0,21	0,20	0,18	0,16
,90	2,15	0,40									
,36	0,34	0,30	0,26	0,24	0,23	0,22	0,22	0,21	0,21	0,20	0,20
,70	0,89										
,33	0,30	0,27	0,25	0,23	0,21	0,20	0,20	0,19	0,19	0,18	0,18
,41	0,28	0,24	0,22	0,22	0,22	0,21	0,20	0,20	0,20	0,19	0,19
,94	0,47	0,30	0,25	0,20	0,17	0,17	0,16	0,16	0,15	0,15	0,15
,35	1,10	0,70	0,20	0,18	0,17	0,17	0,17	0,17	0,16	0,16	0,16
,70	1,65	1,75	0,60	0,28	0,17	0,17	0,17	0,17	0,17	0,16	0,16
,10	2,20	2,35	0,50	0,26	0,21	0,20	0,20	0,19	0,19	0,18	0,18
,65	1,90	0,95	0,62	0,52	0,44	0,41	0,39	0,38	0,38	0,37	0,37
,90	0,83	0,80	0,77	0,74	0,72	0,69	0,65	0,62	0,59	0,57	0,55

des Unmagnetischwerdens) aneinanderstoßen. Bemerkenswert ist, daß bei reinem Eisen die bei 906° stattfindende α, γ-Umwandlung sich in der Widerstandskurve nicht ausprägt, während der nicht mit einer Änderung des Kristallgitters verbundene Verlust des Magnetismus von einem Knick dieser Kurve begleitet ist. Die Verhältnisse liegen also bei reinem Eisen ähnlich wie bei den reversiblen Nickelstählen. Aus den Widerstandstemperaturkurven gehen folgende drei Temperaturen mit mehr oder weniger großer Genauigkeit hervor.

1. Die Temperatur der Umwandlungsbeendigung beim Erhitzen: Diese wird bestimmt durch den oberen Endpunkt der Schleife.

2. Die Temperatur des Beginns der Rückumwandlung: Diese gibt sich durch einen Knick der Abkühlungskurve zu erkennen.

3. Die Temperatur der Beendigung der Rückumwandlung (unterer Endpunkt der Schleife).

Die Beendigung der Umwandlung beim Erhitzen ist verbunden mit einer starken Richtungsänderung (aber nicht mit einem ausgesprochenen Knick) der Widerstandstemperaturkurve. Diese Richtungsänderung der Kurve ist zu erwarten. Denn während der Umwandlung wirkt die Temperaturerhöhung in doppelter Weise widerstandssteigernd, nämlich erstens durch Bildung zunehmender Mengen der unmagnetischen Modifikation mit hohem spezifischen Widerstand, zweitens in der gewöhnlichen Weise durch Erhöhung des spezifischen Widerstandes jeder der beiden Phasen für sich. Dadurch werden die Kurven so steil, daß nicht nur die wahren, sondern auch entgegen ihrem sonstigen Verhalten die auf den augenblicklichen spezifischen Widerstand bezogenen Temperaturkoeffizienten mit steigender Temperatur zunehmen. Bei Beendigung der Umwandlung hört der erste Teil der widerstandssteigernden Wirkung auf, wodurch die genannte Richtungsänderung der Kurven hervorgerufen wird. Diese Richtungsänderung erfolgt jedoch nicht plötzlich in einem Knickpunkt, sondern allmählich unter Überschreitung eines Wendepunktes.

In ähnlicher Weise findet auch bei der Rückumwandlung eine Richtungsänderung der Kurve unter Passieren eines Wendepunktes statt. Doch verteilt sich diese hier auf einen viel größeren Temperaturbereich. Es ist daraus zu schließen, daß bei der Erhitzung die Umwandlungsgeschwindigkeit mit steigender Temperatur immer größer wird, während umgekehrt beim Abkühlen die Rückumwandlung sich mit fallender Temperatur immer mehr verlangsamt. Diese Erscheinung, welche sogleich noch näher besprochen werden soll, entspricht dem allgemeinen Gesetz, daß alle Reaktionsgeschwindigkeiten mit steigender Temperatur zunehmen, womit es auch zusammenhängt, daß Überhitzungen viel seltener beobachtet werden als Unterkühlungen.

Auffallend ist die bei allen irreversiblen Stählen auftretende Verschiedenheit beim Beginn der Umwandlung einerseits und der Rückumwandlung andererseits. Während der Beginn der Umwandlung in den Kurven überhaupt nicht zu erkennen ist, treten beim Einsetzen der Rückumwandlung ausgesprochene Knickstellen in den Kurven auf. Dieser Unterschied kann nur so gedeutet werden, daß die Umwandlung allmählich, die Rückumwandlung plötzlich einsetzt. Die nächstliegende und natürlichste Erklärung für diesen plötzlichen Eintritt der Rückumwandlung dürfte wohl

darin zu suchen sein, daß hier ein labiler Zustand plötzlich aufgehoben wird, d. h. daß die irreversiblen Stähle sich bei der Abkühlung unterkühlen. Wenn man diese Annahme macht, ist allerdings noch zu erklären, warum die Stähle, nachdem die Umwandlung einmal eingeleitet ist, nicht sofort bei gleichbleibender Temperatur oder sogar unter Rekaleszenzerscheinung restlos in den ihrem augenblicklichen Wärmeinhalt entsprechenden stabilen Zustand übergehen, was nach der Analogie mit anderen Unterkühlungserscheinungen zu erwarten wäre. Das würde bedeuten, daß die Widerstandskurven beim Beginn der Rückumwandlung nicht nur einen Knick, sondern sogar eine Unstetigkeit aufweisen müßten. Daß dies nicht der Fall ist, kann nun erklärt werden durch die weitere Annahme einer der Reibung vergleichbaren mit fallender Temperatur größer (mit steigender kleiner) werdenden „Bremskraft“, welche das Material hindert, den stabilen Zustand anzunehmen. Die Annahme einer derartigen Kraft ist nicht neu. In den meisten Theorien, die zur Erklärung der Härte ersonnen wurden, spielt sie eine wesentliche Rolle. Darüber, wie man sich die Wirkung jener Kraft im einzelnen vorzustellen hat, ist nichts Sicheres bekannt. Es bleibe also dahingestellt, ob diese Wirkung darin besteht, daß die Atome teilweise verhindert werden, sich zu dem stabilen Raumgitter des α-Zustandes zusammenzufügen oder ob, wie

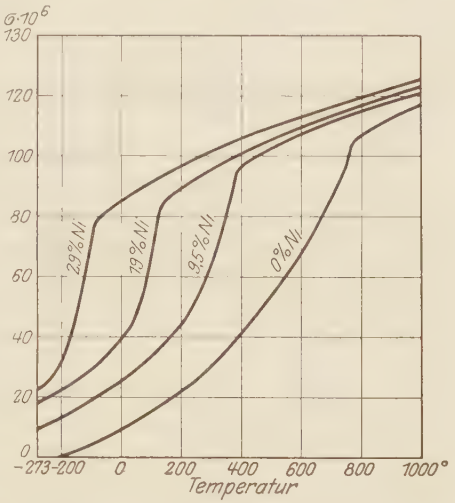


Fig. 14.

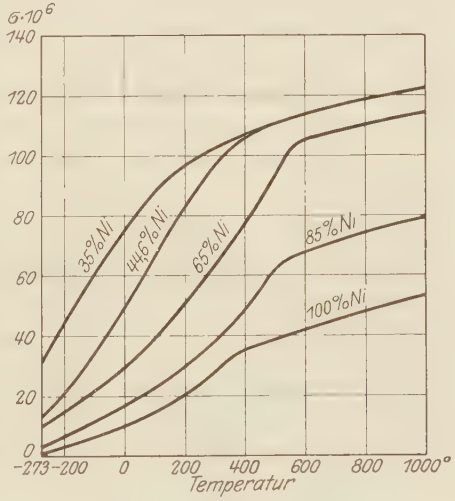


Fig. 15.

Maurer[1]) annimmt, „die aus den γ-Eisenteilchen entstehenden α-Eisenteilchen durch das von dem Härtungskohlenstoff geschaffene größere Volumen gezwungen werden, gegenüber ihrem normalen ein größeres Volumen anzunehmen". Jedenfalls aber befindet sich das Material nach dem Einsetzen der Rückumwandlung in einem Spannungszustand, der die Ursache seiner Härte ist und durch vorübergehendes Erwärmen (auf Temperaturen unterhalb des Wiederbeginns der Umwandlung) teilweise aufgehoben werden kann. Charakteristisch für diesen Spannungszustand ist außer der Härte das Auftreten des Gefügebestandteils „Martensit" in den mikroskopischen Bildern geätzter Schliffe des Materials[2]) [3]). Hoher Kohlenstoffgehalt verstärkt diesen Spannungszustand, wie die Widerstandskurven der von mir untersuchten kohlenstoffreichen Stähle zeigen. Dies kommt am deutlichsten zur Erscheinung bei dem Stahl mit 9,55 Proz. Ni und 0,59 Proz. C, der nach dem langsamen Abkühlen von 800° auf der Drehbank nicht bearbeitet werden konnte, nach abermaligen Ausglühen bei 500° dagegen seine Härte verloren hatte und gleichzeitig einen erheblich geringeren spezifischen Widerstand aufwies als vorher, der allerdings immer noch wesentlich höher war als der spezifische Widerstand des kohlenstoffarmen Stahles mit annähernd gleichem Nickelgehalt (Fig. 8 u. 9). In Übereinstimmung damit zeigte der 27,7 proz. Stahl mit 0,31 Proz. C nach der Behandlung mit flüssiger Luft trotz seines niedrigeren Nickelgehalts höheren spezifischen Widerstand als der 29,15 proz. Stahl nach der gleichen Behandlung. Auch war bei diesem Stahl die Anlaßwirkung durch das Erhitzen auf 300° nach Behandlung mit flüssiger Luft besonders stark.

Damit wäre also gleichzeitig das Herausfallen der spezifischen Widerstände der kohlenstoffreichen Stähle aus der Reihe der übrigen und die Anlaßerscheinungen erklärt. Ein grundsätzlicher Unterschied gegen die Vorgänge beim Härten und Anlassen gewöhnlicher Kohlenstoffstähle scheint nicht zu bestehen. Bei letzteren ist nur eine besonders hohe Abkühlungsgeschwindigkeit erforderlich, damit die hypothetische Bremskraft groß genug wird, ehe der stabile Zustand erreicht ist.

b) Die reversiblen Stähle. Bei den reversiblen Stählen sind die magnetischen Umwandlungen, soweit sie oberhalb von 300° stattfinden, ebenfalls durch Richtungsänderungen der Widerstandstemperaturkurven zu erkennen, und zwar werden diese mit zunehmendem Nickelgehalt

[1]) Ed. Maurer, Mitt. aus d. Kaiser Wilhelm-Inst. f. Eisenf. **1**, 39, 1920.
[2]) D. u. H. Hanson, a. a. O.
[3]) Guillet, Les aciers spéciaux. Paris 1904.

immer deutlicher, was sich besonders gut an den Kurven der (auf t^0 bezogenen) Temperaturkoeffizienten verfolgen läßt. Bei 35,2 und 44,6 Proz. Ni ist an diesen Kurven in der Gegend der Umwandlungstemperatur nur eine stärkere Krümmung zu bemerken; bei 50 und 56 Proz. schon ein ausgesprochener Knick, bei 65 Proz. tritt zum erstenmal ein schwaches Maximum auf, das nun mit zunehmendem Nickelgehalt immer stärker wird und beim reinen Nickel am größten ist. In den Widerstandskurven bilden sich mit zunehmendem Ni-Gehalt unterhalb der Knickpunkte Stellen starker Aufwärtskrümmung aus, welche unmittelbar von Wendepunkten gefolgt werden und den Beginn der Umwandlung anzuzeigen scheinen.

Davon, daß auch die reversible Umwandlung bei Erwärmung und Abkühlung nicht bei der gleichen Temperatur eintritt, zeigen die Kurven teils gar nichts, teils nur schwache Andeutungen. Die bei den Stählen mit 56,5, 65 und 73,8 Proz. Ni zu beobachtenden Abweichungen zwischen Abkühlungs- und Erwärmungskurven, welche hierauf schließen lassen könnten, gehen kaum über die möglichen Beobachtungsfehler hinaus. Da Osmond und auch Ruer und Schüz bei ihren magnetometrischen Messungen deutliche Abweichungen in den Temperaturen des Umwandlungsbeginns beim Erwärmen und Abkühlen fanden, scheint demnach die Widerstandsmessung als Methode zur Bestimmung der Umwandlungspunkte hier weniger empfindlich zu sein, als die Beobachtung der magnetischen Eigenschaften.

C. Die Umwandlungstemperaturen.

In Tabelle 59 sind die Umwandlungstemperaturen der verschiedenen Stähle zusammengestellt, und in Fig. 16 als Funktion des Ni-Gehalts graphisch dargestellt.

Tabelle 59.

	Erhitzung	Abkühlung			Erhitzung und Abkühlung
		Beginn	Ende		
0 Proz. Ni, 0 Proz. C	770°	770°	770°	35,2 Proz. Ni	—
5,5 „ Ni, 0,09 „ C	765	630	350	44,6 „ Ni	400°
9,5 „ Ni, 0,12 „ C	715	490	150	50,3 „ Ni	485
9,55 „ Ni, 0,59 „ C	680	—	— 100	56,5 „ Ni	545
14,7 „ Ni, 0,06 „ C	660	250	20	65,0 „ Ni	600
19,2 „ Ni, 0,03 „ C	615	135	— 50	73,8 „ Ni	590
24,5 „ Ni, 0,16 „ C	575	0 ?	< — 185	85,3 „ Ni	500
25,0 „ Ni, 0,07 „ C	620	100	— 150	98,17 „ Ni	345
27,7 „ Ni, 0,31 „ C	555	— 80	< — 200		
29,15 „ Ni, 0,18 „ C	550	— 80	< — 200		
29,9 „ Ni, 0,18 „ C	555	— 80	< — 200		

a) Bei geringem Kohlenstoffgehalt. In Fig. 17 sind für die irreversiblen Stähle die von Osmond[1]) und von Ruer und Schüz[2]) durch magnetische Messungen, von D. und H. Hanson[3]) durch thermische Analyse und von mir durch Widerstandsmessungen gefundenen Umwandlungstemperaturen (Beendigung der Umwandlung und Beginn der Rückumwandlung) eingetragen. Interessant ist besonders die untere Kurve, welche den Umwandlungsbeginn bei der Abkühlung darstellt.

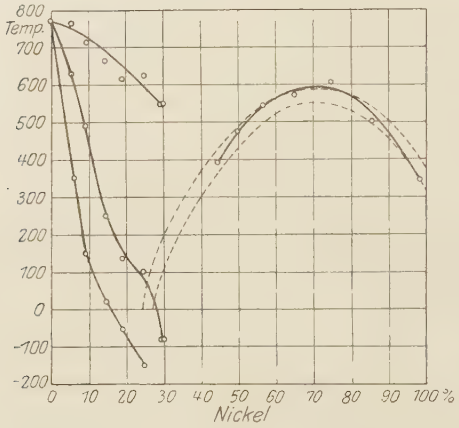


Fig. 16.

Die Werte von Osmond liegen am niedrigsten, die meinigen sämtlich etwas höher und am höchsten die von D. und H. Hanson, die mit besonders eingerichteten Öfen und durch Benutzung selbstregistrierender Instrumente ihre Versuche über mehrere Tage ausdehnen konnten. Der Grund der Abweichungen liegt offenbar in erster Linie in den verschiedenen Abkühlungsgeschwindigkeiten. Die besonders tiefe Lage der Osmondschen Werte ist durch die hohen Kohlenstoff- und Mangangehalte seiner Proben verursacht. Die thermischen Messungen von Hanson zeigen bei niedrigen Nickelgehalten (1 und 1,5 Proz.) sowohl die γ, α-Umwandlung, als auch den Beginn des Magnetischwerdens, die von 2 Proz. Ni an zusammenfallen. Bei niedrigen Nickelgehalten leistet also die thermische Analyse als Methode zur Bestimmung der Umwandlungstemperaturen mehr als die Widerstandsmessung. Umgekehrt ist es bei 25 und 30 Proz. Ni, wo die thermische Analyse versagt, während die Widerstandskurven bei 110 bzw. bei — 80 bis — 90° durch ihren starken Abfall die Umwandlung anzeigen. D. und H. Hanson erhielten aus ihren (allerdings unzuverlässigen) Widerstandsbeobachtungen bei Abkühlung in 48 Stunden den Beginn der irreversiblen Umwandlung eines 30 proz. Stahls schon bei — 25°.

Bedeutend geringer sind die Abweichungen zwischen den von den drei Beobachtern gefundenen Temperaturen für die Beendigung der Umwandlung bei der Erhitzung. Dies deutet wieder darauf hin, daß die

[1]) Osmond, a. a. O.
[2]) Ruer und Schüz, a. a. O.
[3]) D. und H. Hanson, a. a. O.

während der Umwandlung bei der Erhitzung durchlaufenen Zustände dem stabilen Gleichgewicht nahekommen.

b) Bei hohem C-Gehalt. Auch der Kohlenstoffgehalt ist von Einfluß auf die Lage der Umwandlungstemperaturen, und zwar drückt der Kohlenstoff diese Temperaturen herab. Dies zeigt der 9,55 proz. Stahl mit 0,59 Proz. Kohlenstoff, dessen Umwandlung bei der Erwärmung schon bei 675° beendigt ist, während dies bei dem 9,5 proz. Stahl mit 0,12 Proz. C erst bei 710° der Fall ist. Ebenso hat der 27,7 proz. Stahl mit 0,31 Proz. C trotz seines niedrigeren Nickelgehalts die Umwandlung bereits bei der gleichen Temperatur (550°) beendet wie der 29,15 proz. Stahl.

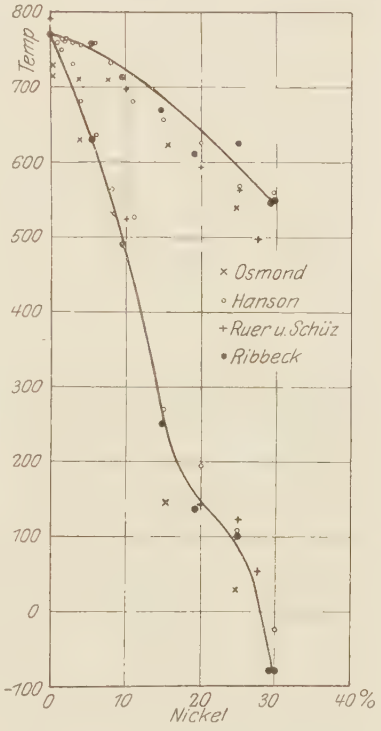


Fig. 17

Die Wirkung des Kohlenstoffgehalts auf den Verlauf der Umwandlung der irreversiblen Stähle bei der Abkühlung besteht, wie bereits erwähnt, in erster Linie in einer Verstärkung der die Herstellung des stabilen Zustands hindernden Bremskraft. Hierdurch wird z. B. bei dem Stahl mit 9,55 Proz. Ni und 0,59 Proz. C und den mit 24,5 Proz. Ni und 0,16 Proz. C verursacht, daß die Rückumwandlung gleich von Anfang an so langsam verläuft, daß ihr Beginn nicht mehr in der Widerstandskurve durch einen Knick zu erkennen ist. Aus diesem Grunde konnte nicht festgestellt werden, wie stark der Beginn der Rückumwandlung durch den Kohlenstoff herabgedrückt wird. Darauf, daß eine Herabsetzung dieser Temperatur stattfindet, läßt der 24,5 proz. Stahl schließen, der nach dem Ausglühen bei 900° und langsamer Abkühlung nicht vom Magneten angezogen wurde, während der 25 proz. Stahl trotz seines höheren Nickelgehalts magnetisch war und den niedrigeren spezifischen Widerstand hatte. Ähnliche Unregelmäßigkeiten sind in der Gegend von 25 Proz. Ni auch von früheren Beobachtern gefunden worden (siehe auch Tabelle 1). Sie erklären sich einfach dadurch, daß die Umwandlung

der Stähle infolge verschiedener Reinheit und verschiedener Abkühlungsgeschwindigkeit bald etwas über, bald etwas unter der Zimmertemperatur beginnt, und die Stähle sich infolgedessen bei dieser Temperatur in verschiedenen Umwandlungsstadien befinden.

Die Temperaturen der reversiblen Umwandlung wurden, soweit sie überhaupt in den Widerstandskurven erkennbar waren, in guter Übereinstimmung mit den älteren Messungen gefunden. Dies zeigen die in Fig. 16 punktiert mit eingezeichneten Kurven von Osmond. Auch mit den thermischen Messungen von D. und H. Hanson besteht gute Übereinstimmung.

D. Die Abhängigkeit des spezifischen Widerstands vom Nickelgehalt.

In den Fig. 18 und 19 ist die Abhängigkeit des spezifischen Widerstands der Stähle vom Nickelgehalt bei verschiedenen Temperaturen graphisch dargestellt, und zwar enthält Fig. 18 die bei der Abkühlung

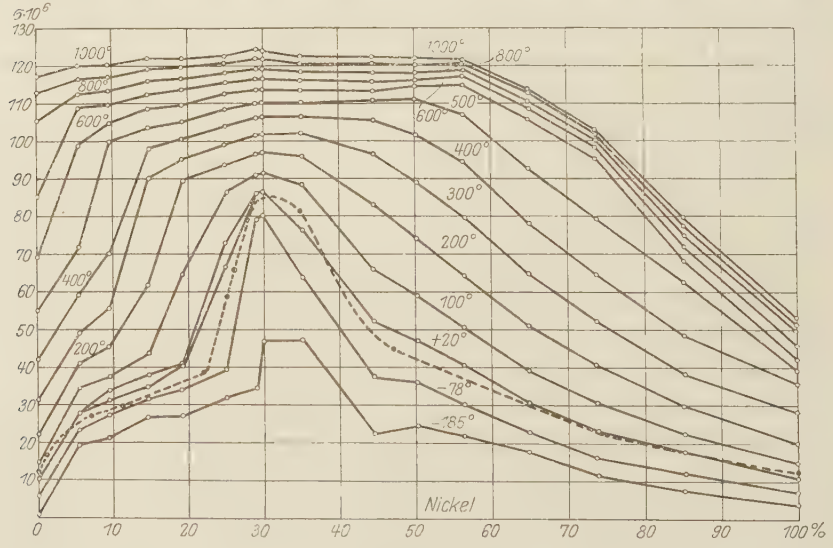


Fig. 18.

von hohen Temperaturen gemessenen Werte, Fig. 19 die bei der Erwärmung nach Behandlung mit flüssiger Luft gemessenen. Die in Fig. 18 punktiert mit eingezeichnete Kurve zeigt die von Burgess und Aston bei 20° gefundenen Werte. Die Übereinstimmung mit den von mir gefundenen Werten ist auf der Seite der reversiblen Stähle gut, auf der Seite der

irreversiblen Stähle kommen etwas größere Abweichungen vor, da meine Stähle nach den Messungen bei hohen Temperaturen nicht wieder ihre ursprünglichen spezifischen Widerstände annahmen, sondern etwas höhere Werte, die hier als oberer Kurvenast eingezeichnet sind. Besser wird die Annäherung, wenn die Ausgangswerte, die den unteren Kurvenast bilden, zum Vergleich herangezogen werden.

Die in Fig. 18 und 19 gezeichneten Isothermen des spezifischen Widerstands haben oberhalb der höchsten vorkommenden Umwandlungstemperatur (770°) überall die für eine lückenlose Mischkristallreihe

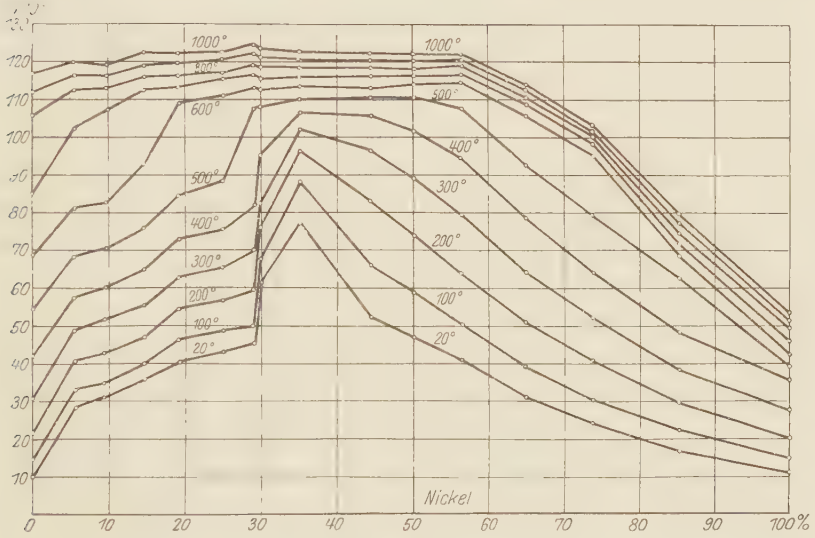


Fig. 19.

charackteristische nach oben konvexe Gestalt[1]). Bei 300° und tieferen Temperaturen zeigt sich in der Gegend von 5 Proz. Ni eine starke Richtungsänderung in den Isothermen. Das deutet darauf hin, daß in dieser Gegend die Sättigungsgrenze der bei niedrigen Nickelgehalten unterhalb der Temperatur der Umwandlungsbeendigung allein vorhandenen α-Mischkristalle liegt. Diese Sättigungskonzentration wird von D. und H. Hanson nach mikroskopischen Gefügebeobachtungen zu 9 Proz. angegeben, während die in den Meteoreisen auftretenden Kamazitkristalle nicht mehr als 7 Proz. Ni enthalten.

Der erneute scharfe Anstieg der Widerstandsisotherme bei 25 Proz. Ni zeigt den Übergang zu den instabilen γ-Mischkristallen an.

[1]) Guertler, Metallographie, Bd. II, 2. Teil, S. 257.

Der Verlauf der Widerstandskurve für 20° bestätigt im großen und ganzen die Angaben von Guillet[1]). Dieser findet bei an der Luft gekühlten kohlenstoffarmen Stählen mit bis zu 10 Proz. Ni „Perlit“[2]), von 13 bis zu 25 Proz. Ni „Martensit“ und bei mehr als 29 Proz. Ni „Polyedrische Struktur“, d. h. γ-Mischkristalle, zwischen diesen drei Konzentrationsbereichen „Übergangsstrukturen“. Bei höheren Kohlenstoffgehalten verschieben sich die Grenzen sämtlich zu niedrigeren Nickelgehalten. Ein bis ins einzelne gehender Vergleich ist wegen der hohen Abkühlungsgeschwindigkeit der Guilletschen Stähle nicht möglich. Immerhin läßt auch die Widerstandskurve auf Änderungen im Aufbau der Stähle zwischen 5 und 10 Proz. Ni und zwischen 25 und 29 Proz. Ni schließen. Auch die von Guillet gefundene Eigenschaft des Kohlenstoffs, die Grenze der polyedrischen Stähle zu niedrigeren Nickelgehalten zu verschieben, stimmt mit meinen Beobachtungen an dem 27,7 proz. Stahl mit 0,31 Proz. C überein.

In diesem Zusammenhang möge noch erwähnt werden, was aus meinen Versuchen über die Ausdehnung des Konzentrationsbereiches hervorgeht, in dem die irreversible Umwandlung noch möglich ist. Es handelt sich hier darum, ob der 35 proz. Stahl die irreversible Umwandlung noch durchmachen kann oder nicht. Diese Frage muß nach dem Verlauf der Widerstandskurve dieses Stahls bei tiefen Temperaturen wahrscheinlich in verneinendem Sinne beantwortet werden. Bei 20° hat der Stahl einen nur wenig geringeren spezifischen Widerstand als der benachbarte 29,9 proz., doch macht der wesentlich größere Temperaturkoeffizient schon wahrscheinlich, daß bei den beiden Stählen verschiedene Verhältnisse vorliegen. Bei — 78° ist der Unterschied in den spezifischen Widerständen ganz erheblich größer geworden, während er bei — 186° durch die inzwischen eingetretene irreversible Umwandlung des 29,9 proz. Stahls wieder verschwunden ist. Bei dem steilen Verlauf der Kurve bei — 185° ist ein Knick unterhalb dieser Temperatur wenig wahrscheinlich. Absolut sichere Schlüsse lassen sich allerdings aus der Widerstandskurve allein nicht ziehen. Eine Aufklärung der Sache wäre vielleicht von der Anwendung von Heliumtemperaturen zu erwarten. Versuche, die irreversible Umwandlung des 35,2 proz. Stahls durch Kaltbearbeitung (Recken in einer

[1]) Guillet, a. a. O. S. 4.

[2]) Als „Perlit“ wird bei den gewöhnlichen Kohlenstoffstählen das Eutektoid aus reinem Eisen und dem Eisencarbid Fe_3C bezeichnet. Der in den Nickelstählen vorkommende Perlit enthält neben dem Eisencarbid α-Mischkristalle aus Eisen und Nickel. Diese würden bei gänzlicher Abwesenheit von Kohlenstoff allein vorhanden sein.

Zerreißmaschine) und nachfolgende Behandlung mit flüssiger Luft zu erzwingen, scheiterten daran, daß die Probe schon bei verhältnismäßig geringer Belastung an einer der Bohrungen für die Galvanometerdrähte zerriß. Der spezifische Widerstand wurde nach dieser Behandlung nur sehr wenig niedriger gefunden als vorher.

3. Die Wirkung des Abschreckens und des Anlassens (auf verschiedene Temperaturen) auf die irreversiblen Stähle.

Um über das Verhalten der irreversiblen Stähle ein noch klareres Bild zu gewinnen, wurden geeignete Proben dieser Stähle zunächst von 900° in Wasser abgeschreckt und darauf auf steigende Temperaturen angelassen. Tabelle 60 enthält die Ergebnisse dieser Versuche.

Tabelle 60.

Nickelgehalt Proz.	σ geglüht	σ abgeschreckt	σ angelassen auf 300°	400°	500°	600°	700°
5,5	28,7	29,9	28,7	28,4	28,3	27,9	29,1
9,5	31,2	32,6	31,2	30,8	30,7	31,6	33,1
14,7	35,1	35,8	34,2	34,0	33,8	36,4	
24,5	79,3	78,0	78,2	78,2	78,6	79,1	
0,16 C							
25	69,2	58,4	57,3	57,0	62,3	78,4	
0,07 C							
27,7	84,9	85,0	84,9	85,1	85,1	85,1	
0,31 C							
29,15	85,6	84,6	84,5	84,5	84,5	84,9	

Was zunächst die Wirkung des Abschreckens betrifft, so ergibt sich eine vollkommene Bestätigung der Ergebnisse von Portevin[1]), der bei niedrigem Kohlenstoffgehalt bis zu 20 Proz. Ni Erhöhung, bei 25 Proz. und mehr Erniedrigung des spezifischen Widerstandes fand. Ersteres bestätigt, daß erhöhte Abkühlungsgeschwindigkeit nach dem Beginn der Rückumwandlung die Herstellung des stabilen Zustandes erschwert, letzteres, das von Dumas[2]) gefundene Resultat, daß das Abschrecken die Umwandlungstemperaturen heraufsetzt, steht aber im Widerspruch mit dem Verhalten des 25 proz. Stahles beim schnellen Abkühlen von hohen Temperaturen (Tabelle 28) und mit den von D. und H. Hanson bei besonders langsamer Abkühlung gefundenen hohen Umwandlungstemperaturen. Zur Erklärung muß angenommen werden, daß die Erhöhung

[1]) A. Portevin, a. a. O.
[2]) M. L. Dumas, a. a. O.

der Abkühlungsgeschwindigkeit nur bis zu einem gewissen Betrage die γ, α-Umwandlung unterdrückt, darüber hinaus aber im Gegenteil als Anreiz dazu wirkt.

Die Anlaßversuche zeigen, daß das Anlassen nach dem Beginn der Rückumwandlung (5,5 9,5 14,7 25 Proz. Ni) das Material dem stabilen Zustand immer mehr annähert, und zwar um so stärker, je höher die Anlaßtemperatur gewählt wird. Selbstverständlich gilt dies nur, solange die Temperatur des Umwandlungsbeginns nicht überschritten wird, wie die plötzlichen Widerstandserhöhungen nach dem Anlassen auf 700°, 600° und 500° zeigen. Im Widerspruch hierzu steht nur, daß diese plötzliche Widerstandserhöhung bei dem 29,15 proz. Stahl erst bei 600° statt, wie zu erwarten wäre, bei 500° eintritt.

Bei dem Stahl mit 27,7 Proz. Ni und 0,31 Proz. C bewirkt weder das Abschrecken noch das Anlassen eine wesentliche Änderung des spezifischen Widerstandes.

III. Zusammenfassung.

1. Die Abhängigkeit des spezifischen Widerstandes der Nickelstähle von der Temperatur wird zwischen den Temperaturen $-185°$ und $+1000°$ untersucht. Die dazu benutzten Apparate und Meßmethoden werden beschrieben.

2. Auf Grund des Verlaufs der Widerstandstemperaturkurven wird die Irreversibilität der Stähle mit Nickelgehalten bis zu 30 Proz. auf Unterkühlung bei der Abkühlung dieser Stähle zurückgeführt.

3. Die Resultate früherer Beobachter, daß erhöhte Abkühlungsgeschwindigkeit und erhöhter Kohlenstoffgehalt die α, γ-Umwandlung der irreversiblen Nickelstähle verzögert, werden bestätigt.

4. Die Umwandlungstemperaturen werden aus den Widerstandstemperaturkurven ermittelt und mit den von anderen Beobachtern nach anderen Methoden gemessenen verglichen. Die Abweichungen werden erklärt.

5. Bei den reversiblen Stählen ist die Aufnahme der Widerstandstemperaturkurven als Methode zur Bestimmung der Umwandlungstemperaturen weniger empfindlich als die magnetometrische Methode.

6. Die Änderungen des spezifischen Widerstandes mit wachsendem Nickelgehalt werden in Beziehung gebracht mit den von anderen Beobachtern festgestellten Gefügeänderungen.

7. Die Widerstandstemperaturkurve eines Stahls mit 35,2 Proz. Ni läßt darauf schließen, daß bei diesem Stahl die irreversible Umwandlung nicht mehr stattfinden kann.

8. Es wird bestätigt, daß Abschrecken die Temperatur der α, γ-Umwandlung heraufsetzt.

Die vorliegende Arbeit wurde ausgeführt in den Jahren 1924 und 1925 in der Versuchsanstalt der Firma Friedr. Krupp A.-G. in Essen. Dem damaligen Leiter der physikalischen Abteilung, Herrn Professor Würschmidt verdanke ich die Anregung dazu. Ich bin ihm für das fortdauernde Interesse, das er dem Fortschreiten der Arbeit stets entgegenbrachte, und für viele wertvolle Ratschläge zu wärmstem Dank verpflichtet und möchte diesem auch an dieser Stelle Ausdruck geben. Auch dem damaligen Vorstand der Versuchsanstalt, Herrn Professor Dr. Maurer, der mir in liebenswürdiger Weise die Erlaubnis zur Benutzung der Einrichtungen der Versuchsanstalt erteilte, bin ich zu wärmstem Dank verpflichtet. Endlich sei auch an dieser Stelle Herrn Dr. Stäblein, dessen experimenteller Erfahrung ich manchen wertvollen Ratschlag verdanke, herzlichst gedankt.

Lebenslauf

Ich, Friedrich Otto Hartwig Ribbeck, wurde geboren am 25. Juli 1894 als Sohn des Gymnasialoberlehrers Dr. Konrad Ribbeck in Essen. Von Ostern 1904 bis Ostern 1913 besuchte ich das Kgl. Gymnasium meiner Vaterstadt, das ich mit dem Zeugnis der Reife verließ, um Mathematik und Naturwissenschaften zu studieren. Bis zum Beginn des Krieges studierte ich zwei Semester in Tübingen und eins in Berlin, dann bis zum Juli 1915 in Göttingen. Von diesem Zeitpunkt an bis zum Ende des Krieges stand ich im Felde. Im Januar 1919 nahm ich mein Studium an der Universität Marburg wieder auf und besuchte die Vorlesungen und Übungen der Professoren Hensel (Algebra, Zahlentheorie, algebraische Funktionen), Neumann (Funktionentheorie und analytische Mechanik), Richarz (Experimentalphysik), F. A. Schulze (theoretische Physik). Nachdem ich im Dezember 1919 in Marburg die Turnlehrerprüfung abgelegt hatte, bestand ich im Sommer und Herbst 1921 die wissenschaftliche Staatsprüfung für das Lehramt an höheren Schulen in Mathematik und Physik als Hauptfächern. Im Oktober 1921 trat ich in meiner Vaterstadt Essen in den höheren Schuldienst ein und bestand im März 1923 dort die pädagogische Prüfung. Bis zum Dezember 1923 war ich als Studienassessor am Burggymnasium in Essen tätig und ließ mich vom Januar 1924 an beurlauben, um mich als Physiker in der Industrie zu betätigen. Nachdem ich bis Ostern 1924 im chemischen und metallographischen Laboratorium der Firma Th. Goldschmidt, Essen, gearbeitet hatte, begann ich im April 1924 in der Versuchsanstalt der Firma Friedr. Krupp, Essen, auf Anregung des Leiters der physikalischen Abteilung dieser Anstalt, Herrn Professor Dr. Würschmidt, die der vorliegenden Arbeit zugrunde liegenden Untersuchungen über den elektrischen Widerstand der Nickelstähle. Die Arbeit wurde am 23. November 1925 von der Hohen Philosophischen Fakultät der Universität Marburg als Dissertation angenommen; am 25. November des gleichen Jahres bestand ich in Marburg die mündliche Doktorprüfung.

Druck von Friedr. Vieweg & Sohn Akt.-Ges. in Braunschweig.